

Ордена Ленина и ордена Дружбы народов

Академия наук Украинской ССР

Институт проблем прочности

На правах рукописи

Для служебного пользования

Экз. Б/4

ЯСНИЙ ПЕТР ВЛАДИМИРОВИЧ

ТРЕЩИНСТОЙКОСТЬ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ПЛАСТИЧЕСКИ

ДЕФОРМИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ

УДК 620.191.33;620.192.46+620.192.7+620.178.3+620.172.251.23

01.02.04 – Механика деформируемого
твёрдого тела

Д и с с е р т а ц и я

на соискание ученой степени

доктора технических наук

Киев – 1990

УТВЕРЖДАЮ

Директор Института проблем
прочности АН УССР
академик АН УССР

В.Т.Троценко

" " "

1990 г.

С П Р А В К А

Результаты исследования старшего научного сотрудника Института проблем прочности АН УССР Ясения Петра Владимировича, обобщенные в докторской диссертационной работе "Трещиностойкость предварительно пластически деформированных конструкционных сплавов" использованы на ведущих предприятиях страны (ИДНН КМ "Прометей", ИИИИТМАН при выборе материалов для изготовления корпусов атомных реакторов, определении опасности эксплуатационных дефектов, обосновании предельной несущей способности материалов корпусов реакторов по критерию хрупкой прочности при наличии трещин.

Общий экономический эффект от внедрения результатов работ Ясения Петра Владимировича составляет 924 млн. руб. в год.

Акты внедрения хранятся в Институте проблем прочности АН УССР

Зав.отделом усталости
и термоусталости материалов

В.Т.Троценко

Руководитель группы ТО

С.М.Копецкох

ОГЛАВЛЕНИЕ

	Стр.
ВВЕДЕНИЕ	6
ГЛАВА I. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ НАГРУЖЕНИЯ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ	12
I.1. Напряженно-деформированное и предельное состояние тел с трещинами	12
I.2. Влияние предварительной однократной пласти- ческой деформации на трещиностойкость	46
I.3. Влияние предварительной циклической пласти- ческой деформации на трещиностойкость	63
I.4. Влияние охрупчивания, обусловленного радиа- ционным облучением, на скорость роста уста- лостных трещин и сопротивление хрупкому разрушению	75
I.5. Влияние предварительного теплового нагружения тел с трещинами на сопротивление хрупкому разрушению	79 ✓
I.6. Методы повышения характеристик трещиностой- кости конструкционных материалов и предель- ного состояния конструкций при наличии трещин	99
Выводы	107
ГЛАВА 2. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ	110
2.1. Методика исследования характеристик механи- ческих свойств и закономерностей неупругого циклического деформирования в диапазоне тем- ператур 77...623 К	110
2.2. Образцы и формулы для определения коэффициен- тов интенсивности напряжений	118

2.3. Методики исследования характеристик трещи- стойкости материалов при статическом, цикли- ческом и динамическом нагружении	124
2.4. Методика регистрации скорости роста трещины при крупных скачках и размеров скачков с ис- пользованием сигналов акустической эмиссии	151
2.5. Методика определения динамической вязкости разрушения по результатам испытаний на цикли- ческую трещиностойкость	164
2.6. Методика исследования влияния предваритель- ного пластического деформирования на трещино- стойкость	166
2.7. База данных по скорости роста усталостных трещин	173
2.8. Пакет прикладных программ для автоматизирован- ной обработки результатов испытаний на проч- ность и трещиностойкость при статическом и циклическом нагружении	181
Выводы	200
ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ	
3.1. Характеристики механических свойств при кратковременном растяжении	202
3.2. Циклическая прочность и закономерности неупру- гого деформирования материалов и сварных швов	212
3.3. Влияние предварительной однократной пластиче- ской деформации на кратковременную и цикличес- кую прочность материалов	234
Выводы	257

ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ	
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СКОРОСТЬ РОСТА	
УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН 259	
4.1.	Влияние термической обработки, моделирующей радиационное охрупчивание, и температуры испытаний 259
4.2.	Циклическая трещиностойкость различных зон сварных соединений 272
4.3.	Влияние асимметрии цикла нагружения 285
4.4.	Влияние предварительной однократной пластической деформации 296
4.5.	Влияние предварительной циклической пластической деформации 318
4.6.	Закономерности неустойчивого роста 328
Выводы 341	

ГЛАВА 5. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ	
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ	
ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ,	
ЦИКЛИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	
343	
5.1.	Влияние термической обработки, имитирующей радиационное охрупчивание и температуры испытаний 343
5.2.	Трещиностойкость различных зон сварных соединений 355
5.3.	Влияние асимметрии цикла нагружения 360
5.4.	Влияние предварительной однократной пластической деформации 366
5.5.	Влияние предварительной циклической пластической деформации и эксплуатационной наработки 383
5.6.	Влияние предварительного теплового нагружения 402
Выводы 427	

ГЛАВА 6. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И ОБОСНОВАНИЕ МЕТОДОВ ИХ ПОВЫШЕНИЯ	431
✓ 6.1. Модель разрушения тел с трещинами при циклическом нагружении	431
6.2. Влияние асимметрии цикла нагружения на скорость роста усталостной трещины	451
6.3. Влияние предварительной однократной пластической деформации на скорость роста усталостной трещины	460
✓ 6.4. Сопротивление хрупкому разрушению при циклическом нагружении и закономерности неустойчивого роста усталостной трещины	464
✓ 6.5. О природе разброса вязкости разрушения при статическом нагружении	469 483
✓ 6.6. Обоснование методов повышения сопротивления хрупкому разрушению при статическом нагружении и сопротивления росту усталостных трещин	483
Выводы	496
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ	499
ЛИТЕРАТУРА	505
ПРИЛОЖЕНИЕ	545

ВВЕДЕНИЕ

Среди фундаментальных факторов, оказывающих влияние на общие закономерности развития усталостных трещин (РУТ) и хрупкого разрушения тел с трещинами при статическом, циклическом и динамическом нагружении, является предварительная пластическая деформация, которая может быть связана как с технологическими процессами на стадии изготовления, так и с эксплуатацией конструкций. Предварительная пластическая деформация может быть однократной или циклической, при отсутствии в материале трещины или при ее наличии.

Анализ литературных данных свидетельствует, что имеются только разрозненные работы по исследованию влияния предварительной однократной и циклической пластической деформации на трещиностойкость, отсутствуют общие подходы, которые позволяют учесть влияние предварительной деформации на скорость РУТ и вязкости разрушения при статическом, циклическом и динамическом нагружении. Отсутствует классификация материалов по чувствительности скорости РУТ относительно однократной предварительной пластической деформации.

Существующие модели хрупкого разрушения тела с трещиной при циклическом нагружении имеют качественный характер и не учитывают историю предварительного нагружения материала в вершине трещины в пределах пластической зоны. Недостатком этих моделей является то, что для их реализации требуется проведение прямых экспериментов на циклическую трещиностойкость. Отсутствуют также модели, позволяющие в рамках единого подхода количественно описать стабильный рост усталостной трещины, переход от стабильного к хрупкому (нестабильному) разрушению, а также закономерности хрупкого разрушения тела с трещиной при циклическом нагружении. С учетом этого в данной работе решались

следующие основные задачи.

1. Комплексное исследование влияния истории предварительного однократного и циклического нагружения материала как при наличии, так и при отсутствии трещины на скорость РУТ и сопротивление крупному разрушению при статическом, циклическом и динамическом нагружении в широком диапазоне температур и разработка на этой основе модельных представлений о влиянии предварительной пластической деформации на трещиностойкость.

2. Разработка модели РУТ, позволяющей количественно прогнозировать скорость стабильного роста трещины, с учетом влияния предварительной пластической деформации, и закономерности крупного разрушения тела с трещиной при циклическом нагружении.

3. Обоснование методов повышения трещиностойкости конструктивных сплавов, основанных на предварительном пластическом деформировании материала при наличии и отсутствии трещины.

Для решения поставленных задач разработан комплекс экспериментальных методов исследования влияния различных режимов предварительного нагружения на характеристики трещиностойкости и закономерности циклического неупругого деформирования в диапазоне температур 77...623 К. Значительное внимание уделено автоматизации указанных исследований, что позволило провести большой объем экспериментальных исследований и повысить достоверность определяемых характеристик.

В качестве объекта исследований взяты корпусные теплоустойчивые стали и их сварные швы после различной термообработки, ионизирующей радиационное окружение материалов в процессе эксплуатации корпуса реактора типа ВВЭР, титановый сплав и различные участки его сварного соединения, алюминиевый сплав и ряд других материалов.

Предварительная однократная и циклическая пластическая

деформация, а также асимметрия цикла нагружения приводят к изменению напряженно-деформированного состояния в вершине трещины, которое определяет степень ее закрытия, а следовательно и скорость РУТ. Это подтверждается инвариантностью диаграмм усталостного разрушения (ДУР) относительно уровня предварительной однократной и циклической пластической деформации, числа циклов и асимметрии нагружения, в случае, если данные по скорости РУТ представлять в зависимости от эффективного размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН).

Установлены основные закономерности влияния предварительной однократной и циклической пластической деформации образцов без трещины на характеристики вязкости разрушения теплоустойчивых сталей различного уровня прочности, достигаемого за счет термообработки, при статическом, циклическом и динамическом нагружении.

Показано, что именно наличие микропор в материале, образовавшихся на стадии предварительного нагружения, обуславливает существенное увеличение статической вязкости разрушения.

Предварительная циклическая пластическая деформация образцов при отсутствии трещин оказывает неоднозначное влияние на вязкость разрушения при статическом, циклическом и динамическом нагружении в зависимости от числа циклов нагружения, которое определяется при относительно малых наработках изменением механических свойств (степенью разупрочнения), а при больших наработках — накоплением усталостных повреждений, количественно оцениваемых по изменению параметров микротрещин. Предложен метод прогнозирования влияния предварительной циклической пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению при статическом, циклическом и динамическом нагружении, основанный на локальном критерии хрупкого разрушения и учитывающий закономерности неупругого циклического деформирования.

Одним из эффективных методов повышения сопротивления хрупкому разрушению ферритно-перлитных сталей является метод предварительного теплового нагружения (ПТН), заключающийся в статической перегрузке образца с трещиной при высокой температуре. Комплексные исследования влияния различных режимов ПТН на сопротивление хрупкому разрушению корпусных теплоустойчивых сталей и сварного шва позволяли выявить основные факторы, определяющие повышение сопротивления хрупкому разрушению материалов при реальных температурах эксплуатации корпусов реакторов. Исследована устойчивость эффекта ПТН под воздействием циклической нагрузки. Даже в том случае, если подрастание трещины отсутствует, циклическое нагружение, следующее за перегрузкой, снижает эффект ПТН.

Разработана модель роста усталостной трещины, основанная на анализе удельной энергии неупругой деформации в вершине трещины. В качестве критерия стабильного прироста трещины принято удельную энергию усталостного разрушения, определяемую по результатам испытаний гладких образцов на циклическую прочность. Предполагается, что переход к нестабильному росту (хрупкому скачку) трещины определяется на основе силового критерия — статической вязкости разрушения материала с учетом предварительного циклического нагружения.

Предложенная модель, в отличие от существующих, позволяет количественно прогнозировать стабильный рост трещины с учетом предварительной пластической деформации, переход от стабильного к нестабильному разрушению и закономерности нестабильного развития при циклическом нагружении.

Модель обоснована результатами испытаний на циклическую трещиностойкость корпусных теплоустойчивых сталей, алюминиевого и титанового сплавов.

На основе разработанной модели предложена классификация материалов по степени чувствительности скорости РУТ к предварительной однократной пластической деформации растяжением образцов при отсутствии трещин. Объяснена природа более существенного разброса вязкости разрушения при статическом нагружении по сравнению с характеристиками механических свойств, определяемых на гладких образцах. Показано, что даже при условии строгого соблюдения требований соответствующих стандартов, статическая вязкость разрушения зависит от истории нагружения на заключительной стадии выращивания усталостной трещины. На основе этих результатов предложен способ определения минимальной вязкости разрушения материала при статическом нагружении.

На основе выполненных исследований дается обоснование методов повышения трещиностойкости за счет предварительной пластической деформации. Определены оптимальные температурные и силовые параметры предварительного теплового нагружения с точки зрения максимального повышения сопротивления хрупкому разрушению корпусных теплоустойчивых сталей и сварного шва. Рассмотрена возможность реализации эффекта ИТН при режиме гидроиспытаний корпуса реактора.

Представленная работа выполнялась в рамках темы КИ ИТН 3.1.2.4 по проблеме "Усовершенствование оборудования реакторных установок ВВЭР. Разработка системы диагностики металла оборудования реакторных установок ВВЭР на 1986-2000 г.г.", темы ГКНТ СССР "Обосновать критерии предельного состояния материалов корпусов атомных реакторов ВВЭР при наличии трещин с учетом реальных условий их эксплуатации", темы ИИР по заданию Президиума АН УССР "Исследование закономерностей хрупкого разрушения при циклическом нагружении сталей и титановых сплавов с учетом старости и эксплуатационных факторов" (№ Госрегистрации 01850016654).

Полученные результаты внедрены на предприятиях
Минсудпрома с годовым экономическим эффектом 924 тыс. руб.

Автор выражает сердечную благодарность академику АН УССР
В.Т.Троценко и доктору технических наук В.В.Покровскому за
помощь и ценные замечания при выполнении работы, а также
П.В.Токареву, В.Ю.Подпольному и Ю.В.Темчу за помощь при про-
ведении эксперимента.

ГЛАВА I. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ НАГРУЖЕНИЯ НА ТРЕЩИНСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ

I.1. Напряженно-деформированное и предельное состояние тел с трещинами

При оценке прочности тел с трещинами необходимо, в первую очередь, знать напряженно-деформированное состояние в области вершины трещины. Распределению напряжений вблизи вершины трещины в упругом однородном теле посвящено значительное количество работ, обзор которых представлен в / 1-12 /. При этом основополагающими работами в области математической теории упругости являются исследования Колосова Г.В. / 13 /, Мусхелишвили Н.И. / 14 /, Вильямса М.Л. / 15 /, Си / 16 /, Вистергаарда / 17 /.

При нагружении тела противоположные берега трещины испытывают взаимное смещение. Можно выделить три основных типа перемещений поверхностей трещины (рис. I.1) / 18 /.

Распределение напряжений и смещений в вершине трещины нормального отрыва (рис. I.2) / 19 /

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right), \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right), \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}, \\ \sigma_z &= \mu(\sigma_x + \sigma_y), \quad \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \end{aligned} \right\} \quad (I.1)$$

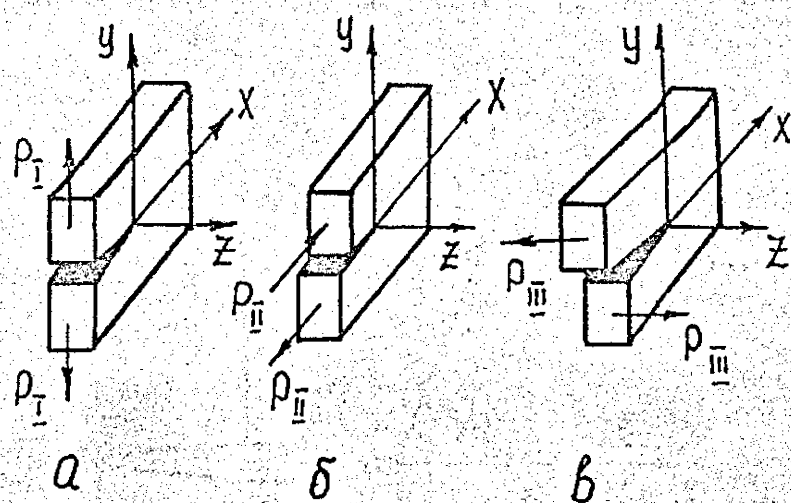


Рис. I.I. Виды смещения берегов трещины:
а — нормальный отрыв; б — поперечный сдвиг;
в — продольный сдвиг.

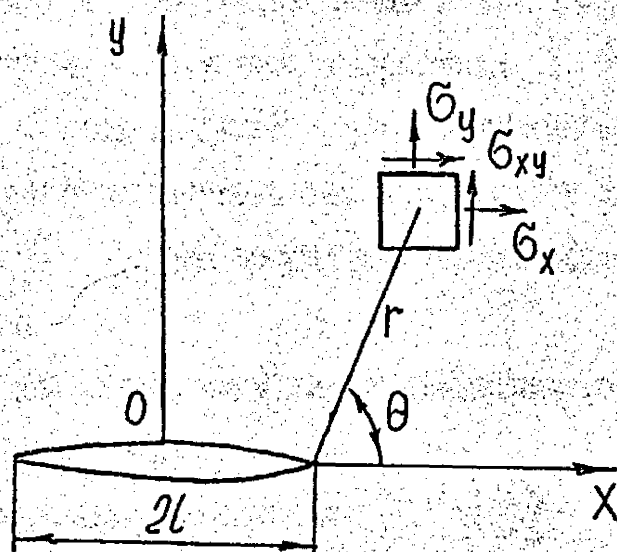


Рис. I.2. Система локальных координат в вершине трещины.

$$\left. \begin{aligned} U &= \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left(k - 1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ V &= \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left(k + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{aligned} \right\} \quad (1.2)$$

где σ , τ — соответственно нормальные и касательные напряжения; r — расстояние до вершины трещины; $G = E/(2(1+\mu))$ — модуль сдвига; E — модуль Юнга; μ — коэффициент Пуассона; K_I — коэффициент интенсивности напряжений для трещины нормального отрыва; θ — угол между рассматриваемой точкой и продолжением трещины.

При $\sigma_z = 0$ будем иметь плоское напряженное состояние, в случае $U = 0$ — плоскую деформацию.

Для плоского напряженного состояния $k = \frac{3-\mu}{1-\mu}$ для плоской деформации $k = 3 - 4\mu$

Методы и формулы определения коэффициентов интенсивности напряжений тел с трещинами достаточно подробно освещены в литературе / 1, 5, 6, 9-11, 20-26 /. Наиболее полные сведения о коэффициентах интенсивности напряжений у вершины трещины для образцов и характерных элементов конструкций представлены в / 9 /.

Исследование полей напряжений и деформаций в вершине трещины при упругопластическом деформировании является более сложной задачей. Аналитические выражения для напряженно-деформированного состояния тел с трещинами были получены в случае продольного сдвига (схема III, рис. 1, в) для идеально пластического материала и материала с упрочнением / 27 /. Ряд задач в более общей постановке было решено в работах / 28, 29 /.

В плоской постановке распределение напряжений и деформаций

в вершине трещины при монотонном нагружении для деформационно упрочняющегося материала было получено практически одновременно Хатчинсоном / 30 /, а также Райсом и Розентреном / 31 / на основе рассмотрения криволинейного интеграла по контуру, охватывающему вершину трещины.

В соответствии с / 30-32 /

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_{ij} &= \mathcal{L} \varepsilon_T \left(\frac{EJ}{I \mathcal{L} \sigma_T^2 r} \right)^{n/(n+1)} \cdot \tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta, n) \\ \sigma_{ij} &= \sigma_T \left(\frac{EJ}{I \mathcal{L} \sigma_T^2 r} \right)^{1/(n+1)} \cdot \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) \\ u_i &= \frac{\mathcal{L} \sigma_T}{E} \left(\frac{EJ}{I \mathcal{L} \sigma_T^2} \right)^{n/(n+1)} r^{1/(n+1)} \cdot \tilde{u}_i(\theta, n) \end{aligned} \right\} \quad (I.3)$$

где \mathcal{L} - интеграл, взятый по контуру достаточно удаленному от вершины трещины; I - безразмерная функция, от показателя деформационного упрочнения; $\tilde{\sigma}_{ij}(r, \theta)$, $\tilde{\varepsilon}_{ij}(r, \theta)$, $\tilde{u}_i(r, \theta)$ - нормированные функции от угла θ и r .

При этом связь между напряжением и пластической деформацией при одноосном растяжении

$$\tilde{\varepsilon}_p = \mathcal{L} \tilde{\sigma}_T^n \quad (I.4)$$

где \mathcal{L} и n - соответственно коэффициент и показатель деформационного упрочнения; $\tilde{\varepsilon}_p = \varepsilon_p / \varepsilon_T$; $\varepsilon_T = \sigma_T / E$

$\tilde{\sigma} = \sigma / \sigma_T$, σ_T - предел текучести.

Дальнейшие исследования показали, что уравнения (I.3) достаточно хорошо соответствуют экспериментальным данным / 33-37 /.

Однако, уравнения (I.1) и (I.3) имеют сингулярность в вершине трещины. Для определения деформаций непосредственно в кончике трещины эффективно используют численные и экспериментальные методы / 7, 38-44 /.

М.А.Леонов, В.В.Панасюк, и Д.С.Датдейл предложили модели, позволяющие определить размер пластической зоны и раскрытие вершины трещины в условиях плоского напряженного состояния / 45, 46 /. В этих работах рассмотрен случай клиновидной зоны вдоль линии продолжения трещины.

Выражения, связывающие раскрытие трещины, размеры пластической зоны с размерами трещины и приложенными напряжениями σ имеет следующий вид:

$$\delta = \frac{4\sigma_T l}{\pi E} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_T} \right) \quad (1.5.)$$

$$2r_p = l \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_T} \right) \quad (1.6)$$

где $2r_p$ - размер зоны пластических деформаций вблизи вершины трещины вдоль линии продолжения трещины.

Н.А.Махутов предложил для описания распределения деформаций в вершине трещины при упругопластическом деформировании коэффициент интенсивности деформаций K_{Ie} / 6 /.

Используя, установленную Нейбером зависимость теоретического коэффициента концентрации напряжений от произведения эффективного коэффициента концентрации напряжений на коэффициент концентрации деформаций, Н.А.Махутов получил следующее выражение для определения относительной интенсивности деформаций в вершине трещины

$$\bar{e}_i = \frac{2(1+\mu)}{3} \cdot \frac{K_{Ie}}{2\pi r} P_{re} \quad (1.7)$$

где $\bar{e}_i = e_i / e_{iT}$; e_{iT} - интенсивность деформации, соответствующая пределу текучести.

Методы определения K_{Ie} и P_{re} подробно изложены в /6 /.

Для оценки напряженно-деформированного состояния в вершине

достаточно широко используется, так называемый метод весовых функций / 47, 48 /. Привлекательность его заключается в том, что обеспечивая достаточную точность при определении коэффициентов интенсивности напряжений, он является менее трудоемким по сравнению с численными методами (методом конечных элементов, методом граничных интегральных уравнений). При этом он позволяет определять коэффициенты интенсивности напряжений для тел с трещинами любой конфигурации, для которых известно напряженно-деформированное состояние при отсутствии трещины.

Согласно / 48 /, величина КИН K_n при произвольном нагружении (σ_n) может быть найдена, если известно решение краевой задачи для тела с трещиной той же конфигурации при действии на берегах трещины нагрузки

$$K_n = \frac{H}{K_0} \int_0^l \sigma_n \frac{\partial U_0}{\partial l} dx, \quad (1.8)$$

где U_0 и K_0 — нормальные смещения и коэффициент интенсивности напряжений, соответствующие нагрузке σ_0 ; H — обобщенный модуль Юнга,

$$H = E / (1 - \nu^2) \quad \text{для плоской деформации,} \quad (1.9)$$

$$H = E \quad \text{для плоского напряженного состояния.}$$

Величина $\frac{H}{K_0} \frac{\partial U_0}{\partial l}$ носит название весовой функции / 47, 48 /.

В дальнейшем метод весовых функций был развит в работах / 49, 50 /, где получено решение для тел с трещинами нормального отрыва при произвольном распределении нагрузки на контуре трещины.

Весьма эффективными при расчетах напряженно-деформированно-

го состояния тел с трещинами являются численные методы: метод конечных элементов (МКЭ) и метод граничных интегральных уравнений, метод массовых сил и другие / 51-55 /. Из них наиболее широкое распространение в механике разрушения получил МКЭ. На базе МКЭ созданы универсальные программные комплексы для расчетов трехмерных тел с трещинами^В упругой и упругопластической постановке, например / 56-59 /.

Расчет напряженно-деформированного состояния при циклическом нагружении, в отличие от стационарной трещины, является существенно более сложной задачей, строгое решение которой в настоящее время отсутствует.

Сложность решения указанной задачи обусловлена следующими факторами. Во-первых, реверсивное нагружение приводит к возникновению остаточных сжимающих напряжений в вершине трещины, что подтверждается многочисленными экспериментальными исследованиями / 60-64 /. Во-вторых, в вершине трещины происходит циклическое пластическое деформирование материала, которое оказывает существенное влияние на напряженно-деформированное состояние в связи с процессами упрочнения и разупрочнения.

В-третьих, как было установлено Элбером, при циклическом нагружении при положительной нагрузке цикла имеет место закрытие трещины / 65 /, т.е. в процессе разгрузки происходит контактирование противоположных берегов трещины, что также существенно влияет на напряженно-деформированное состояние конструкции или образца с трещиной. Причем, закрытие трещины обусловлено не только циклической пластичностью в вершине трещины / 66-72 /. Наряду с этим, закрытие трещины может быть опосредовано окислением поверхности трещины / 73-78 /, а также шероховатостью излома / 61, 76, 79-81 /. Детально эти вопросы для различных классов и структурных состояний материала рассмотрены в обзорных работах Романива О.Н. и сотрудников / 76, 77,

/ 79, 82 /.

В случае, когда размер пластической зоны существенно меньше длины трещины, для описания поля напряжений за ее пределами формально могут быть использованы соотношения линейной теории упругости (I.1).

Многочисленными экспериментальными исследованиями установлена хорошая корреляция между скоростью роста трещины и размахом ΔK или максимальным КИН напряжений цикла K_{max} ($\Delta K = K_{max} - K_{min}$), где K_{min} — минимальный КИН цикла) / 1, 20, 22, 83, 84 /. В случае циклического упругопластического нагружения распределение напряжений и деформаций в вершине трещины в первом приближении определяют, основываясь на решениях для монотонного нагружения. В этом случае используют диаграмму циклического деформирования, а также учитывают эффект Баушингера / 85-87 /. Определенное распространение получили упрощенные подходы, базирующиеся, например, на методе суперпозиции / 26, 88 /.

На основе теоретического анализа с использованием решения Дагдейла-Баренблатта для идеально-пластического материала Будянский Б. и Хатчинсоном Г.В. / 66 / предложена модель закрытия трещины при циклическом нагружении в условиях плоского напряженного состояния.

Уравнение контура пластической зоны для стационарной трещины / 81 /

$$\delta/\delta_0 = \sqrt{1-\xi} - \frac{\xi}{2} \log \left| \frac{1+\sqrt{1-\xi}}{1-\sqrt{1-\xi}} \right| \quad (I.10)$$

где $\xi = X/\omega$; X — расстояние от вершины трещины;

ω — размер пластической зоны на продолжении трещины.

При $X > 0$, отношение δ/δ_0 описывает относительную ширину пластической зоны, а при $X < 0$ представляет собой раскрытие

трещины вблизи вершины. Остаточное пластическое раскрытие трещины усталости δ_R , в процессе роста ($K_{min} = 0$) / 66 /

$$\delta_R / \delta_0 = 0,8562, \quad (I.II)$$

а длина контактирующих поверхностей трещины

$$a_K = \frac{\delta}{8} \left(\frac{K_{max} - K}{2\sigma_T} \right) \quad (I.I2)$$

где K — текущее значение коэффициента интенсивности напряжений.

При этом установлено, что КИН K_{op} , соответствующий раскрытию трещины в процессе нагрузки, больше, чем КИН K_{cl} при котором трещина закрывается ($K_{cl} / K_{max} = 0,483$,

$K_{op} / K_{max} = 0,557$). Этот факт был экспериментально подтвержден в ряде работ / 81, 89, 90 /.

Для асимметричного цикла нагружения ($K_{min} > 0$)

$$\delta_0 - \delta_R \approx 0,73 (K_{max} - K_{op})^2 / (E \sigma_T), \quad (I.I3)$$

$$\delta_0 - \delta_R \approx 0,54 (K_{max} - K_{cl})^2 / (E \sigma_T) \quad (I.I4)$$

Будянским Б. и Хамчинсоном Г.В. / 66 / теоретически предсказано увеличение K_{op} (K_{cl}) для циклически упрочняющихся материалов по сравнению с циклически стабильными и разупрочняющимися материалами и рассчитаны зависимости K_{op} / K_{max} (K_{cl} / K_{max}) относительно σ_T^4 / σ_T . Здесь σ_T^4 — циклический предел текучести.

Для расчета напряженно-деформированного состояния тел с трещинами при упругопластическом циклическом нагружении, а также в условиях маломасштабной текучести эффективно используются

численные методы / 67, 91-97 /.

Созданные на базе МКЭ программные комплексы (например, / 56, 57 /) позволяют рассчитывать напряженно-деформированное состояние трехмерных тел с трещинами при упругопластическом циклическом нагружении.

Обработка металла давлением, а также однократные и циклические пластические деформации, которым подвергается материал в зоне концентрации напряжений, могут приводить к нарушению сплошности материала — образованию микропор и усталостных микротрещин. В этом случае конструкционный материал не всегда можно рассматривать с позиций механики сплошной среды. Аналогичная проблема возникает при расчете напряженно-деформированного состояния тел с трещинами из такого материала, как чугун. При этом наличие пор и микротрещин оказывает существенное влияние на напряженно-деформированное состояние тела с макротрещиной.

В последнее десятилетие появилось много работ, посвященных взаимодействию микротрещин, включений, пор с макротрещиной / 98-109 /. Однако, отсутствуют методы (теории), позволяющие описать взаимодействие макротрещины с ансамблем произвольно ориентированных микропор или микротрещин, как в плоской, так и трехмерной постановках.

Если проанализировать литературные данные о влиянии пористости или микротрещин на напряженно-деформированное состояние, то они сводятся к описанию взаимодействия матричной трещины с одной или двумя микротрещинами / 103 /. Так, наличие микротрещины на продолжении оси матричной трещины увеличивает K_I , а следовательно, и раскрытие трещины / 101, 103 /. Однако, две коллинеарные микротрещины (рис. 1.3) оказывают "экранирующий эффект", т.е. снижают K_I / 101 /. При этом, в зависимости от соотношения длины микротрещин и расстояния между ними, K_I может уменьшаться почти в 20 раз. В соответствии с / 103 / для схемы,

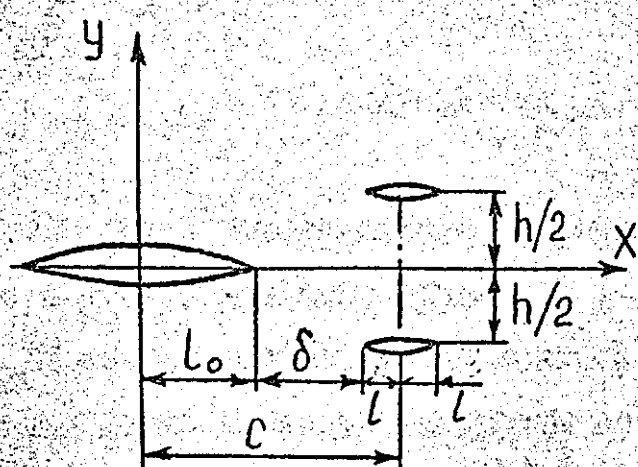


Рис. I.3. Расчетная схема взаимодействия трещины с микротрещинами.

представленной на рис. I.3

$$K_{In}/K_I^0 = 1/(1-q) \quad (I.I5)$$

где $q = \frac{3}{n} \cdot \frac{6}{1+6(l/h)^2} \left(\frac{2L}{h}\right)^2$ для малых l/h ,

$$-\sqrt{\frac{2+l'}{2}} \cdot \frac{L}{h}, \quad \text{для больших} \quad (I.I6)$$

K_{In} , K_I^0 - коэффициент интенсивности напряжений соответственно при наличии и отсутствии микротрещин; $l' = l/h$.

Эффективный КИН для макротрещины при наличии вблизи ее вершины микротрещины можно записать следующим образом / IOI /:

$$\begin{aligned} K_I &= K_I^N + K_I^P, \\ K_{II} &= K_{II}^N + K_{II}^P, \end{aligned} \quad (I.I7)$$

где K_I^N , K_{II}^N - КИН при отсутствии микротрещины; K_I^P - изменение КИН, обусловленное микротрещиной. Изменения КИН K_I^P для макротрещины, обусловленное наличием двух микротрещин (рис. I.4) / IOI /

$$\begin{aligned} K_I^P &= (2\pi r)^{1/2} (S/2r)^2 F(\theta_i; L; S/r) \\ F(x; y; S/r) &= 2G \cos(3x/2) + 3 \sin(x) [G \sin 3x/2 - \\ &- 2y + \tilde{G} \cos(5x/2 - 2y)] \end{aligned} \quad (I.I8)$$

Номинальные напряжения G и \tilde{G} находят из следующих уравнений

$$[I_1 - (S/4r)^2 A(\theta_i; L)] \left[\frac{G}{\tilde{G}} \right] = \frac{B(\theta_i; L)}{\sqrt{2\pi r}} \left[\frac{K_I^N}{K_{II}^N} \right],$$

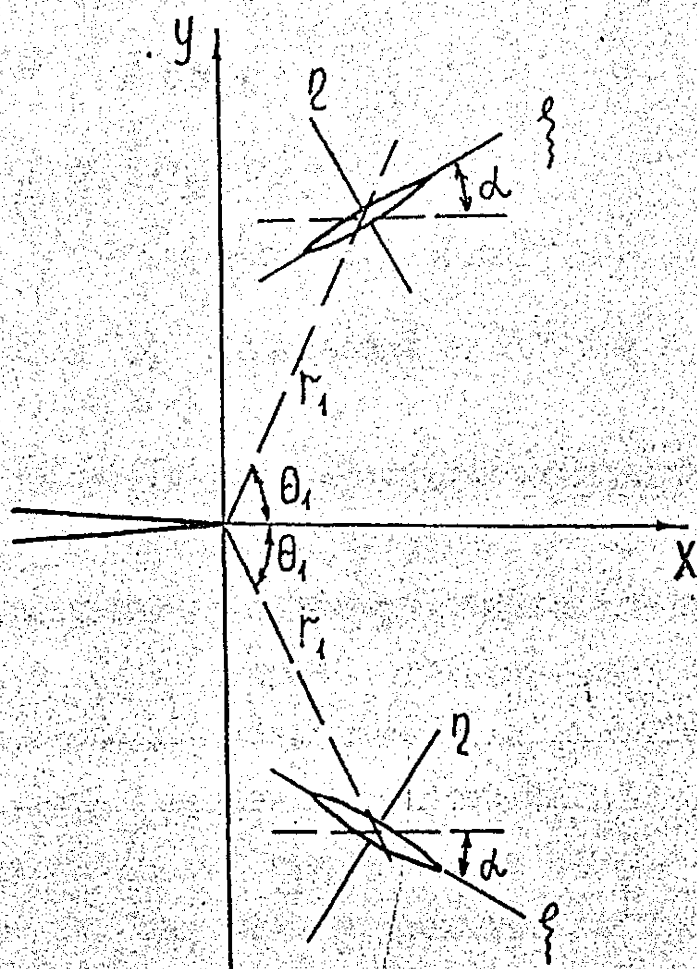


Рис. I.4. Две микротрещины расположенные симметрично относительно макротрещины.

где I_1 — единичная матрица.

Установлено, что величина K_I^P изменяется от положительных значений для $\theta_1 < \theta_0$ до отрицательных значений при $\theta_0 < \theta_1 < \pi$

При $S/r_1 \rightarrow 0$ / 101 /

$$F(\theta_1; \mathcal{L}=0; S/r_1 \rightarrow 0) = F_0(\theta_1)$$

$$F(x) = \frac{17}{8} \cos(x) + 2 \cos(2x) - \frac{9}{8} \cos(3x) - \cos(4x)$$

Для $\mathcal{L} = 0$ угол θ_0 уменьшается от 70° при до $69,4^\circ$ для $S/r_1 \rightarrow 2/3$

Для оценки прочности тел с трещинами используют силовые, энергетические и деформационные критерии, которые позволяют по известному (расчетному) параметру напряженно-деформированного состояния, с одной стороны, и определяемой экспериментально характеристике прочности материала, с другой стороны, сформулировать условия предельного состояния тел с трещинами.

Критерии разрушения тел с трещинами в большинстве случаев однопараметрические, что является существенным преимуществом для их практического использования. Однако, при всей своей простоте, они не учитывают ряда факторов, которые при определенных условиях являются определяющими (например, микроструктурные особенности материала) и существенно влияют на характеристики прочности материала.

Следует отметить, что область применения силовых, энергетических и деформационных критериев ограничивается, в основном, уровнем нетто-напряжений по отношению к пределу текучести / 6, 8, 22, II0-II2 /.

В настоящее время достаточно подробно освещены вопросы хронологии появления и обоснования тех или иных критериев разрушения тел с трещинами / 4-7, II2-II5 /, поэтому ограничимся

лишь кратким их перечислением.

Ирвин и Вашингтон предложили силовой критерий начала распространения трещины при квазистатическом нагружении

$$K_I \geq K_{Ic} \quad (1.19)$$

где K_{Ic} — критическое значение коэффициента интенсивности напряжений для трещины нормального отрыва, которое не зависит от размеров и геометрии образца с трещиной и является характеристикой материала.

Инвариантность вязкости разрушения K_{Ic} и геометрии и размерам образца выполняется только при условии обеспечения максимальной стесненности пластической деформации в вершине трещины (плоской деформации).

При этом обычно проводится проверка по следующим критериям / 21, 24, II6-II7 /

$$t, l, b-l \geq \beta (K_{Ic} / \sigma_{0.2})^2 \quad (1.20)$$

где t , b соответственно толщина и ширина образца до приложения нагрузки; l — длина трещины; β — коэффициент зависящий от класса материала ($\beta = 2,5$ для низколегированных и низкоуглеродистых сталей, алюминиевых и титановых сплавов, $\beta = 0,6$ для чугунов и $\beta = 5$ для аустенитных сталей,

$$\bar{\varphi}_c = \frac{t - t_c}{t} 100\% \quad (1.21)$$

где $\bar{\varphi}_c$ — максимальное относительное остаточное сужение образца в зоне разрушения; t_c — наименьшая толщина образца в зоне разрушения.

$$\Delta \bar{\ell}_Q = \frac{\Delta \ell_Q}{\ell} \cdot 100\% \quad (I.22)$$

где $\Delta \ell_Q$ — величина подрастания трещины при статическом нагружении до нагрузки P_Q .

Величину $K_Q / 2I$ принимает равной K_{Ic} , если выполняется одна из следующих двух групп неравенств (I.20), (I.21) или (I.20), (I.22).

Методы определения вязкости разрушения регламентированы соответствующими документами / 21, 24, 116-121 /.

Критерий, аналогичный вязкости разрушения, был развит также Г.И.Баренблатом / 122 /

$$N_c = K/\sigma \quad (I.23)$$

где

$$K = \int_0^d \frac{q(x) dx}{\sqrt{x}}$$

K — модуль сил сцепления в вершине трещины; d — размер зоны действия сил сцепления; x — размер от вершины трещины в сторону, противоположную направлению ее роста; $q(x)$ — функция распределения сил сцепления берегов трещины. Критерий N_c характеризует предельную нагрузку, которую может выдержать образец с трещиной.

Критерий интенсивности освобождения энергии упругой деформации G_{Ic} идентичен вязкости разрушения K_{Ic}

$$G \geq G_{Ic} \quad (I.24)$$

Коэффициент интенсивности напряжений связан с соотношением

$$G_I = AK_I^2/E \quad (I.25)$$

где A — параметр, зависящий от вида напряженного состояния.

G_I представляет собой энергию упругой деформации, освобождающуюся при продвижении трещины на бесконечно малое расстояние. Формула (I.25) лежит в основе определения коэффициента интенсивности напряжений по методу податливости / I23, III /.

При упругопластическом деформировании тел с трещинами в качестве критериев достижения предельного состояния используют критические значения J — интеграла и раскрытия трещины / I6, 46, I24, I25 /.

Линейный интеграл J , взятый по контуру Γ на достаточном удалении от вершины трещины, в общем виде может быть представлен следующим образом / I24, I25 /.

$$J = \int_{\Gamma} (W n_x - \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} n_j) ds, \quad (I.26)$$

где W — плотность энергии деформации, $W = \int \sigma_{ij} d\epsilon_j$; u_i , σ_{ij} — компоненты перемещений и тензора напряжений, n_j — компонента нормали к элементу ds контура.

Если в качестве Γ взять окружность радиуса r , то в бесконечном теле $r \rightarrow \infty$, так что J — интеграл при плоской деформации становится равным величине высвобождения энергии деформации G в линейно-упругом теле.

$$J = G = (1 - \nu^2) K^2 / E \quad (I.27)$$

Критерий разрыва при упругопластическом деформировании в условиях плоской деформации формируется как

$$J \geq J_{Ic} \quad (1.28)$$

Методы определения J — интеграла на образцах с трещинами регламентируются соответствующими нормативными документами / 116, 126, 127 /.

Дз. Сп / 128 / было введено понятие коэффициента плотности энергии деформации S , который однозначно связан с коэффициентом интенсивности напряжений при росте трещины по механизму нормального отрыва

$$S = [(1+\nu)(1-2\nu)/2E] K^2 \quad (1.29)$$

Коэффициент плотности энергии деформации представляет собой площадь под кривой $dW/dV - r$ для данного расстояния от вершины трещины

$$S = (dW/dV)r \quad (1.30)$$

где dW/dV — функция плотности энергии деформации / 128 /.

Разрушение (общая неустойчивость) наступает, когда

$$S \geq S_c \quad (1.31)$$

Вышеописанный подход является общим для механизмов разрушения при квазиупругом, упругопластическом и пластическом поведении материала с дефектом и позволяет описать направление движения трещины.

Деформационный критерий разрушения, предложенный М.Я.Леоновым, В.В.Панасюком / 45 /, а также Лагдейлом / 46 / и Уелсом / 128 /, заключается в следующем. Разрушение материала с трещиной произойдет, когда раскрытие вершины трещины превысит кри-

тическое значение σ_c . Критическое раскрытие трещины соответствует достижению номинальными напряжениями в вершине трещины хрупкой прочности материала / 45 / или его предела текучести / 46 /. Методики определения σ_c для образцов различной конфигурации изложены в работах / 24, 33, 113, 116, 129, 130 /.

Преимущество локальных критериев разрушения заключается в возможности прогнозировать вязкость разрушения материала по результатам испытаний гладких образцов или образцов с надрезом, а также прогнозировать влияние различных факторов (например, скорости нагружения, температуры испытаний) на указанную характеристику. В общем случае локальные критерии разрушения можно разделить на силовые и деформационные. В основе силового подхода лежит предположение, что разрушение материала с трещиной происходит, когда максимальное нормальное напряжение в вершине трещины достигает критического значения, которое определяется по результатам испытаний гладких образцов или образцов с надрезом. Детальный обзор локальных критериев разрушения выполнен в работах / 131-134 /.

Вкратце остановимся на основных из них.

Рассматривая напряженное состояние при изгибе плоского образца радиусом ρ для идеального упруго-пластического материала и предположив, что разрушение осуществляется, когда впереди вершины надреза максимальное нормальное напряжение достигает напряжения скола $\sigma_{ск}$, Тежелман и Малкин получили следующее выражение для условной вязкости разрушения / 135 /

$$K_{Ic}(\rho) = 2,89 \sigma_T \left[\exp\left(\frac{\sigma_{ск}}{\sigma_T} - 1\right) \right]^{1/2} \sqrt{\rho} \quad (1.32)$$

Для ферритно-перлитной стали (0,14% C) при 77 К получено удовлетворительное соответствие расчетной (формула (1.32)) и

экспериментальной зависимости $K_{Ic}(\rho)$. Причем, установлено наличие граничного радиуса ρ_0 ниже которого $K_{Ic}(\rho) = \text{const}$. Задаваясь величиной параметра ρ_0 , а также исходя из температурной зависимости σ_T , была рассчитана зависимость вязкости разрушения относительно температуры для стали А508 в исходном состоянии и после облучения / 135 /.

Структурная модель хрупкого разрушения тела с трещиной / 22 / предполагает, что хрупкое разрушение металла наступает на этапе нагружения, когда размеры зоны пластической деформации соизмеримы с размером структурного элемента $\Delta d = n_z d_z$ (n_z — число зерен, определяющее размер структурного элемента, d_z — диаметр зерна)

$$K_{Ic} = S_K \sqrt{2 n_z d_z} \quad (I.33)$$

где S_K — сопротивление отрыву.

На основе обобщения экспериментальных данных с учетом температурных и скоростных зависимостей K_{Ic} и σ_T предложена следующая эмпирическая зависимость / 131 /

$$K_{Ic} \cdot \sigma_T^2 = \left(\frac{\sigma_{ск}}{7437} \right)^3 \quad (I.34)$$

Необходимым условием соблюдения зависимостей типа (I.32) — (I.34) является реализация механизма разрушения сколом. Все модели хрупкого разрушения обоснованы для случая однократного приложения нагрузки.

Для оценки сопротивления хрупкому разрушению материала с трещиной при циклическом нагружении предложено ограниченное количество моделей / 136, 137 /, анализ которых свидетельствует о недостаточной изученности данного вопроса.

Модель, изложенная в работе / I37 /, базируется на использовании уравнения (I.32), в котором характеристики материала при статическом нагружении заменены на аналогичные при циклическом. В результате получено следующее выражение

$$K_Q(N, \Delta K) = K_{fc} = \text{const} \cdot \sigma_f^4(N, \Delta K) \left[\exp\left(\frac{\sigma_f(N, \Delta K)}{\sigma_f^4(N, \Delta K)} - 1\right) - 1 \right]^{1/2} \quad (\text{I.35})$$

где N — число циклов нагружения; K_{fc} — циклическая вязкость разрушения; σ_f^* — напряжение скола при циклическом нагружении.

С использованием уравнения (I.35) проанализировано влияние уровня максимального КМН цикла на стадии создания трещины на критический КМН при статическом нагружении для ряда сталей. Получено удовлетворительное соответствие расчетной зависимости и экспериментальных результатов. Однако, анализируемый подход имеет ряд недостатков, которые затрудняют его использование. Напряжение скола при циклическом нагружении является трудноопределимой величиной, поскольку в этом случае необходимо достаточно точно знать напряженно-деформированное состояние. В соответствии с / I37 / предварительное циклическое нагружение должно всегда приводить к увеличению критического коэффициента интенсивности напряжений. Однако, известно, что для ряда материалов цикличность нагружения существенно снижает вязкость разрушения / I38-I42 /.

На основе обобщения значительного количества экспериментальных данных по циклической трещиностойкости была разработана модель хрупкого разрушения тел с трещинами при циклическом нагружении, позволяющая описать переход от стабильного к нестабильному росту усталостной трещины (РУТ) / I36, I40 /.

Предложены схемы нестабильного роста трещины для различных классов материалов (циклически упрочняющиеся и циклически

разупрочняющихся) и условий нагружения (зависимостей КИН относительно длины трещины).

Проведена классификация материалов по чувствительности вязкости разрушения к цикличности нагружения. Установлено, что цикличность нагружения снижает вязкость разрушения циклически разупрочняющихся материалов при температуре ниже температуры вязко-хрупкого перехода и увеличивает для циклически упрочняющихся материалов по сравнению со статическим нагружением / 136 /.

Для случая неустойчивого роста трещины соотношение между критическим КИН K_{fc}^i и размером зоны повреждения d_i соответствующей размеру хрупкого скачка трещины Δl_c^i

$$d_i = \frac{1}{L''} \left(\frac{K_{fc}^i}{\sigma_{nc}^u} \right)^2 \quad (I.36)$$

где L'' - параметр, зависящий от вида напряженного состояния (для условий плоской деформации $L''=3$; σ_{nc}^u - предел пропорциональности при циклическом нагружении.

Используем зависимость между размером зоны повреждения и числом циклов до скачка трещины ΔN_c в виде

$$d_i \Delta N_c^{b'} = C' \quad (I.37)$$

где b' и C' постоянные.

Параметр b' определяет интенсивность уменьшения значения K_{fc}^i в зависимости от числа циклов нагружения. Коэффициент C' находят из зависимости

$$C' = \frac{1}{L''} \left(\frac{K_{fc}}{\sigma_{02}} \right)^2 \quad (I.38)$$

Окончательно (I.36) с учетом (I.37)

$$\frac{1}{L''} \left(\frac{K_{fc}^i}{\sigma_{nu}^u} \right)^2 \Delta N_c^{b'} = C'. \quad (1.39)$$

Уравнение (1.36) является полуэмпирическим, поскольку для предсказания критического КИН K_{fc}^i необходимо знать размер зоны повреждения (длину хрупкого скачка трещины), который определяется из прямого эксперимента. То же самое относится и к формуле (1.39), в которой неизвестный параметр b' можно определить только из прямого эксперимента.

Известно, что для ряда материалов при определенных условиях циклического нагружения имеет место нестабильное развитие усталостной трещины / 136, 139, 140 /. Стабильный РУТ чередуется с хрупкими скачками вплоть до полного разрушения образца. В этих условиях следует различать минимальное значение циклической вязкости разрушения K_{fc}^i ; значение критического КИН K_{fc}^i , соответствующее i -му скачку трещины (i — порядковый номер скачка); значение динамической вязкости разрушения K_{fc}^k , полученное в условиях циклического нагружения / 133, 139, 143 /. 43(4)

Основным недостатком, рассмотренной выше модели хрупкого разрушения тела с трещиной при циклическом нагружении / 136 /, является ее ограниченность в плане количественного описания перехода от стабильного к нестабильному РУТ и закономерностей нестабильного роста трещины без проведения прямого эксперимента на циклическую трещиностойкость. В рамках указанной модели не представляется возможным объяснить также стабильный рост трещины между хрупкими скачками, который наблюдается в эксперименте.

Одной из причин, оказывающей неблагоприятное влияние на практическое использование подходов линейной механики разрушения для расчетов конструктивных элементов на хрупкую проч-

ность является существенно больший разброс экспериментальных данных о вязкости разрушения K_{Ic} по сравнению с разбросом характеристик механических свойств, получаемых на гладких образцах (предел текучести, предел прочности, относительное сужение поперечного сечения и т.д.) / I44-I63 /.

Например, для $Cr-Mo-V$ и $Cr-Mo-Ni-V$ сталей, выплавленных с применением обычных и чистых шихтовых материалов, разница между нижними и верхними значениями K_{Ic} достигает 2-2,5 раза / I56 /. Аналогичное рассеяние значений вязкости разрушения отмечается и для $Ti-6Al-4V$ сплава, а также стали 4340 / I54 /. Например, для стали 4343 (температура закалки ниже 423 К) отношение $\Delta\sigma_y / \bar{\sigma}_y$ составляет 13%, в то время как $\Delta K_{Ic} / \bar{K}_{Ic} = 87\%$. Здесь $\Delta\sigma_y, \bar{\sigma}_y$ соответственно размах и среднее значение предела текучести; $\Delta K_{Ic}, \bar{K}_{Ic}$ — размах и среднее значение вязкости разрушения при статическом нагружении. Это вынуждает увеличивать коэффициенты запаса прочности, а также испытывать большое количество образцов для получения достоверных данных. Последнее, однако, не гарантирует, что испытан достаточно большое количество образцов мы получим действительно минимальное значение вязкости разрушения K_{Ic} материала и что использование в этом случае нижних огибающих кривых, как расчетных при оценках прочности конструкции, будет достаточно обоснованным / 22, I55, I56 /.

Если различие вязкости разрушения одного и того же материала, определяемой в разных лабораториях, объясняют разными методиками испытаний, геометрией образцов, различными плавками, жесткостью испытательного оборудования, то разброс K_{Ic} , получаемый на одном типоразмере образцов и испытательном оборудовании пытаются связать с тем, что сопротивление хрупкому разрушению чувствительно к неоднородности локальных свойств материала, включений и т.д. / I45, I46, I54, I55 /.

Существующие нормативные документы по определению вязкости разрушения в условиях плоской деформации регламентируют условия нанесения усталостных трещин / 21, 24, II6-II8, I20, I21 /. Считается, что условия создания усталостной трещины не влияют на вязкость разрушения K_{Ic} если максимальный коэффициент интенсивности напряжений цикла (КИН) K_{fmax} на конечном участке не превышает определенной величины. В различных документах эти требования практически совпадают с небольшими отклонениями.

Однако, даже при довольно жесткой регламентации условий нанесения исходной усталостной трещины на практике мы получаем довольно существенный разброс вязкости разрушения K_{Ic} / I44-I48 /.

Общепризнано, что наличие пор или микротрещин оказывает влияние на предельное состояние тел с трещинами / 93-101, I64-I66 /. Однако, несмотря на определенное количество работ в этой области, применительно к хрупким материалам типа керамика и к горным породам, на их основе нельзя сделать однозначный вывод относительно параметров, характеризующих влияние микропор (микротрещин) на трещиностойкость / I66 /.

Так, пористость, а также система микротрещин, которая образуется в зоне развития магистральной трещины, снижают сопротивление хрупкому разрушению / 99 /. Однако, теоретически было обосновано / 98 /, что в зависимости от плотности микротрещин может происходить не только снижение, но и существенное (до 4-х раз) увеличение K_{Ic} материалов типа керамики, что подтверждается многочисленными экспериментальными данными. Именно наличием произвольно ориентированных микротрещин (растрескиванием карбидов при холодной прокатке) объясняют снижение вязкости разрушения железа при низкой температуре / I64 /, а снижение K_{Ic} высокопрочного чугуна связывают с увеличением диамет-

ра графитовых включений и уменьшением расстояния между ними / 102 /.

Интересные экспериментальные результаты о влиянии пористости на вязкость разрушения хрупких материалов получены в работе / 99 /.

Известно, что вязкость разрушения связана с эффективной поверхностной энергией γ_c следующим соотношением

$$K_{Ic} = (2\gamma_c E)^{1/2}$$

В соответствии с / 99 / для пористого материала

$$\gamma_c = (1 - V_p^{2/3}) \gamma_{c0}, \quad (I.40)$$

где V_p — относительный объем пор; γ_{c0} — эффективная поверхностная энергия при нулевой пористости.

Таким образом, из анализа формулы (I.40) вытекает, что увеличение пористости всегда снижает вязкость разрушения хрупкого материала. Вместе с тем было установлено, что точечные включения при определенных условиях оказывают положительное воздействие на вязкость разрушения.

На основе рассмотрения взаимодействия макротрещины с двоякопериодической системой микротрещины (рис. I.5) были получены соотношения для условий страгивания макротрещины / 108 /.

Направление развития макротрещины по отношению к микротрещинам

$$\theta = 2 \arctg \frac{K_I - \sqrt{K_I^2 - 8 K_{II}^2}}{4 K_{II}} \quad (I.41)$$

Предельная нагрузка P^* относительно нагрузки P_{01} для случая тела с одной макротрещиной (без микротрещин)

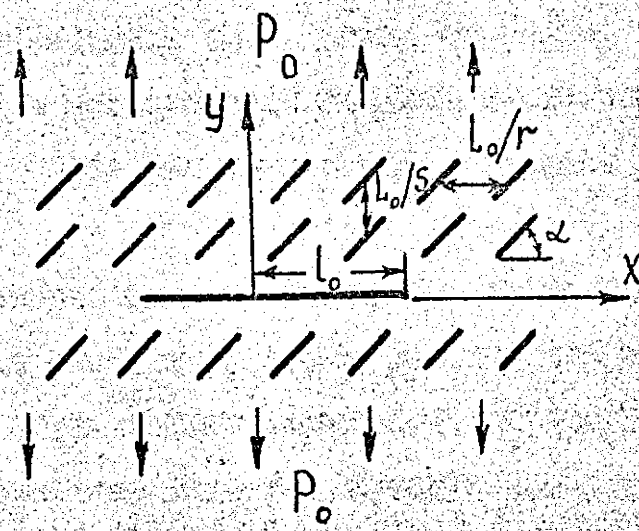


Рис. 1.5. Расчетная схема взаимодействия макротрещины с двоякопериодической системой микротрещин.

$$\rho^*/\rho = \frac{\rho \sqrt{L_0}}{\cos(3\theta/2) (K_I - 3K_{II} \tan(\theta/2))} \quad (I.42)$$

В соответствии с / I08 / при изменении угла \angle (рис. I.5) от 0 до 90° направление развития макротрещины изменяется в пределах от 0 до 6° , а значения ρ^*/ρ от 0,925 до 0,95.

Подытоживая приведенное выше, можно отметить, что наиболее обоснованным методом исследования влияния микротрещин (микрор) на предельное состояние тела с макротрещиной является экспериментальный.

Для прогнозирования долговечности тел с трещинами при циклическом нагружении необходимо знать зависимость скорости РУТ относительно параметра, характеризующего напряженно-деформированное состояние около ее вершины, которую изображают диаграммой усталостного разрушения. Методы экспериментального определения скорости роста усталостной трещины устанавливаются соответствующими методическими рекомендациями / 20, I67, I68 /.

В общем случае, все модели по скорости роста усталостных трещин, в зависимости от используемых критериев, можно разделить на силовые, энергетические и деформационные.

До настоящего времени в литературе описано довольно большое количество зависимостей скорости роста усталостных трещин относительно параметров нагружения, характеристик механических свойств материала и размеров трещины. Наиболее полные обзоры указанных зависимостей представлены в работах / I69-I80 /.

Остановимся на зависимостях, получивших наибольшее распространение.

В качестве основного параметра для описания скорости РУТ в условиях плоской деформации является коэффициент интенсивности напряжений, определяющий поле упругих напряжений и смещений

вблизи кончика трещины. В этом случае скорость роста трещины нормального отрыва можно выразить следующим соотношением / 181 /

$$V = d\ell/dN = F(K_{max}, R),$$

где N — число циклов нагружения; $R = K_{min}/K_{max}$ — коэффициент асимметрии цикла нагружения.

Впервые этот подход был применен Парисом / 170, 182 /

$$V = C(\Delta K)^m \quad (I.43)$$

где C и m — постоянные материала.

Формула (I.43) получила наибольшее распространение для описания скорости РУТ и справедлива в основном для второго участка ДУР / 182-185 /^{146, 198, 288, 73}. При этом коэффициент C и показатель m для различных материалов могут изменяться в широких пределах ($m = 2...10$).

Определенное распространение для описания линейного участка ДУР конструкционных материалов получила модифицированная формула (I.43) / 186, 187 /

$$V = 10^{-7} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K^*} \right)^n, \text{ м/цикл.} \quad (I.44)$$

Для описания скорости РУТ в пределах второго и третьего участков ДУР / 20 / применяют также формулы Формана / 183 /, Пирсона / 188 /, Лью / 189 / и ряд других.

Формула, предложенная С.Я.Яремой и С.И.Минятиным, позволяет описать ДУР при изменении K_{max} от порогового K_{th} до циклической вязкости разрушения K_{fc} , в случае, если диаграмма имеет вид S-образной кривой / 190 /

$$V = V_0 [(K_{max} - K_{th}) / (K_{fc} - K_{max})]^q \quad (I.45)$$

где V_0 , q — постоянные, которые как и величины K_{th} и K_{fc} определяют из эксперимента.

В работе / 191 / введено понятие эффективного размаха КИН

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$$

Уравнение (I.42) в этом случае имеет вид

$$V = C (U \Delta K)^m \quad (I.46)$$

где $U = \Delta K_{eff} / \Delta K$ — коэффициент открытия (закрытия) трещины.

Главным достоинством формулы (I.45) является то, что ДУР конструкционных сплавов представляемые в координатах $V - \Delta K_{eff}$, в ряде случаев являются инвариантными к асимметрии цикла нагружения / 65, 127, 192 /, толщине образцов / 193, 194 /, длине трещины (для коротких трещин) / 195 /, однократным и циклическим перегрузкам / 196 /, остаточным напряжениям в металле / 197 /.

Для описания скорости РУТ при упругопластическом нагружении используют такие параметры как раскрытие трещины и J — интеграл. Уравнения для описания скорости роста трещины относительно δ и J — интеграла в большинстве случаев имеют структуру аналогичную формуле (I.43) / 85, 169, 198-201 /.

В случае циклического нагружения учитывается размах J — интеграла ΔJ , который определяется экспериментально по петлям гистерезиса / 201 /

$$V = V_0 (\Delta J / \Delta J_0)^\delta, \quad (I.47)$$

где \dot{J}_0 — относительная скорость, $\dot{J}_0 = 10^{-6}$ м/цикл;

$\Delta J_0, \gamma_0$ экспериментально определяемые параметры,

$$\Delta J_0 = 1,78 \cdot 10^{-4} \text{ Н} \cdot \text{м}^{-1/2} \text{ и } \gamma = 1,66.$$

Вышеприведенные формулы (1.43)–(1.47) для описания скорости РУТ требуют проведения прямого эксперимента и являются по сути аппроксимирующими. Наряду с указанными уравнениями предложены модели, позволяющие по результатам непрямых экспериментов, например, на статическую и циклическую прочность) прогнозировать скорость роста усталостных трещин в материале.

В ряде работ в основу моделей положено рассмотрение напряженно-деформированного состояния и процесса накопления повреждений в вершине трещины с использованием силовых / 202 /, деформационных / 6, 86, 203–206 / и энергетических / 207 / критериев / 87, 208, 209 /.

На основе приближенного решения циклической упруго-пластической задачи о напряженно-деформированном состоянии материала в вершине трещины, деформационного критерия малоциклового разрушения и принципа линейного суммирования повреждений разработана модель развития усталостной трещины, которая реализована в численном виде на ЭВМ. Модель позволяет учесть влияние переменной, вдоль траектории трещины, асимметрии нагружения на скорость ее развития / 210, 211 /. Получено хорошее соответствие расчета и эксперимента для трех сталей различного уровня прочности.

В работе / 212, 213 / предложена теория усталостного роста трещины, основанная на допущении, что растущая трещина по крайней мере один раз в течение цикла нагружения становится неустойчивой. При этом учитывалось накопление усталостных повреждений материала перед вершиной трещины. Анализ распространения трещины проведен на основе обобщенного энергетического уравнения процесса. В частных случаях теория приводит к извест-

ныи полумпирическим соотношениям для скоростей РУТ.

На основе анализа напряженно-деформированного состояния с использованием решения (I.3) и уравнения Коффина-Менсона получена зависимость скорости РУТ относительно размаха КМН в форме (I.43) / 86, 214 /. Постоянные m и C при этом определяются следующим образом

$$m = \frac{2n}{C(n'+1)} \quad , \quad (I.48)$$

$$C = \left[\frac{\varepsilon_f' (4IK'E)^{n'/(n'+1)} X^* \frac{n'+C(n'+1)}{n'+1}}{\bar{\sigma}_0 - \bar{\sigma}_{\alpha/2}} \right]^{1/C} \quad , \quad (I.49)$$

где ε_f' ; C - параметры уравнения Коффина-Менсона; X^* - размерный параметр; n' , K' - соответственно показатель и коэффициент диаграмма циклического деформирования при одноосном нагружении

$$\Delta \varepsilon / 2 = \Delta \sigma / 2E + (\Delta \sigma / 2K)^{n'} \quad , \quad (I.50)$$

$\Delta \sigma$, $\Delta \varepsilon$ - соответственно размахи деформации и напряжения.

Аналогичный подход, учитывающий, однако, накопление повреждений в вершине трещины в пределах пластической зоны предложен в работе / 87 /.

Как известно, использование связи между скоростью РУТ и размахом коэффициента интенсивности напряжений в виде (I.43) - (I.47) не позволяет прогнозировать траекторию трещины при упругопластическом деформировании, а также не учитывает влияния среднего напряжения цикла на скорость РУТ. Эти ограничения устраняются при использовании для анализа роста усталостной трещины коэффициента плотности энергии деформации / 215, 216 /.

В соответствии с / 207 /

$$U = C (\Delta S_{min})^m, \quad (I.51)$$

где

$$\Delta S_{min} = S_{min}^{max} - S_{min}^{min}$$

S_{min}^{max} , S_{min}^{min} характеризуют экстремальные значения коэффициента плотности энергии деформации в направлении $\theta \approx \theta_0$ т.е.

$$\Delta S_{min} = S(\theta_0, \sigma_{max}) - S(\theta_0, \sigma_{min}) \quad (I.52)$$

где σ_{min} , σ_{max} — соответственно максимальное и минимальное напряжения цикла.

Зависимость (I.51) была апробирована на сплаве Ti-6Al-4V в диапазоне $R = -1...0,5$ скорость РУТ в указанном сплаве относительно ΔS инвариантна к асимметрии цикла нагружения / 207 /.

Указанный подход в дальнейшем был развит в работах / 217 /.

Следует отметить, что несмотря на большое количество предложенных подходов для описания скорости роста усталостных трещин, практически отсутствуют модели разрушения, позволяющие без проведения прямых экспериментов прогнозировать как стабильный рост трещины, так и переход к хрупкому разрушению в условиях циклического нагружения. В этих случаях, в расчетную формулу обычно входит либо вязкость разрушения при статическом нагружении, либо циклическая вязкость разрушения, которые определяются экспериментально, например формула (I.45).

Единственным исключением является предложенный в последнее время качественный подход к описанию роста усталостной трещины

и критического КМН при циклическом нагружении на основе объединенной модели разрушения / 213, 218 /, объясняется отличие между статической и циклической вязкостью разрушения / 136, 219 /. Однако, в рамках объединенной модели / 213 / не представляется возможным количественно предсказать момент перехода от стабильного к нестабильному РУТ, а также закономерности ее нестабильного роста.

1.2. Влияние предварительной однократной пластической деформации на трещиностойкость

В процессе изготовления, а также эксплуатации некоторых конструкций, например, сосуды давления, трубопроводы, элементы летательных аппаратов и т.п. могут подвергаться однократным перегрузкам, приводящим к изменению располагаемой пластичности, а также характеристик прочности материала (предел текучести, условный предел прочности, сопротивление отрыву). В этих случаях необходимо знать, каким образом предварительное нагружение влияет на характеристики механических свойств материала.

Имеется значительное количество работ, посвященных исследованию влияния предварительного пластического растяжения / 113, 151, 109, 414, 290, 36, 134, 28, 333, 30, 427, 345 / 83, 164, 220-224 / и сжатия / 23, 225-228 / на механические свойства конструкционных сталей и сплавов. Причем, в одних случаях, температура предварительной деформации и последующих испытаний была одинакова / 23, 83, 164, 220, 222-228 /, в других — отличалась / 220, 221, 225 /.

Для снятия остаточных напряжений, вызванных предварительным пластическим деформированием, а также создания более равновесной структуры материала, в ряде работ образцы подвергали искусственному старению.

Рассмотрим вначале как влияет предварительное однократное нагружение на характеристики диаграммы статического растяжения при изотермических условиях без промежуточного искусственного старения.

В работах / ¹⁰⁹220, ⁴²⁴227, ³⁴⁵228 / исследовали влияние холодной прокатки и предварительного пластического растяжения на предел текучести $\sigma_{0.2}$, сопротивление отрыву S_k и истинную остаточную деформацию ϵ_k после разрушения соответственно алюминиевого сплава 7475 (химический состав в %: 5,7 Zn; 2,5 Mg; 1,5 Cu; 0,3 Cr; 0,02 Fe; 0,02 Si) и стали КД32 (химический состав в %: 0,15 C; 0,32 Si; 1,39 Mn; 0,019 P; 0,007 S; 0,031 Al). Независимо от знака нагружения (растяжение или сжатие) увеличение степени предварительной деформации уменьшает ϵ_k и увеличивает $\sigma_{0.2}$ как стали КД 32, так и алюминиевого сплава 7475 (рис. 1.6). При этом истинное сопротивление отрыву нечувствительно к предварительной деформации.

Отмечается также увеличение предела текучести стали (в %: 0,16 C; 0,064 Si; 0,88 Mn; 0,033 P; 0,036 S; 0,006 N; 0,026 Nb) при увеличении предварительной деформации ϵ_{np} до 10% по сравнению с недеформированным состоянием / ²⁹⁰222 /. Однако, дальнейшее деформирование (от 10 до 30%) приводит к снижению $\sigma_{0.2}$. Установлено увеличение $\sigma_{0.2}$ стали HSLA с увеличением температуры старения T_{cr} с 440 до 470 K и времени выдержки t_{cr} с 8 до 8,5 часов.

Предел прочности стали HSLA увеличивается с увеличением ϵ_{np} , температуры старения и с уменьшением продолжительности старения / ²⁹⁰222 /. Используя статистическое планирование эксперимента для учета взаимодействия различных факторов (ϵ_{np} , T_{cr} , t_{cr}), наибольшее увеличение предела текучести стали HSLA было получено при следующей комбинации

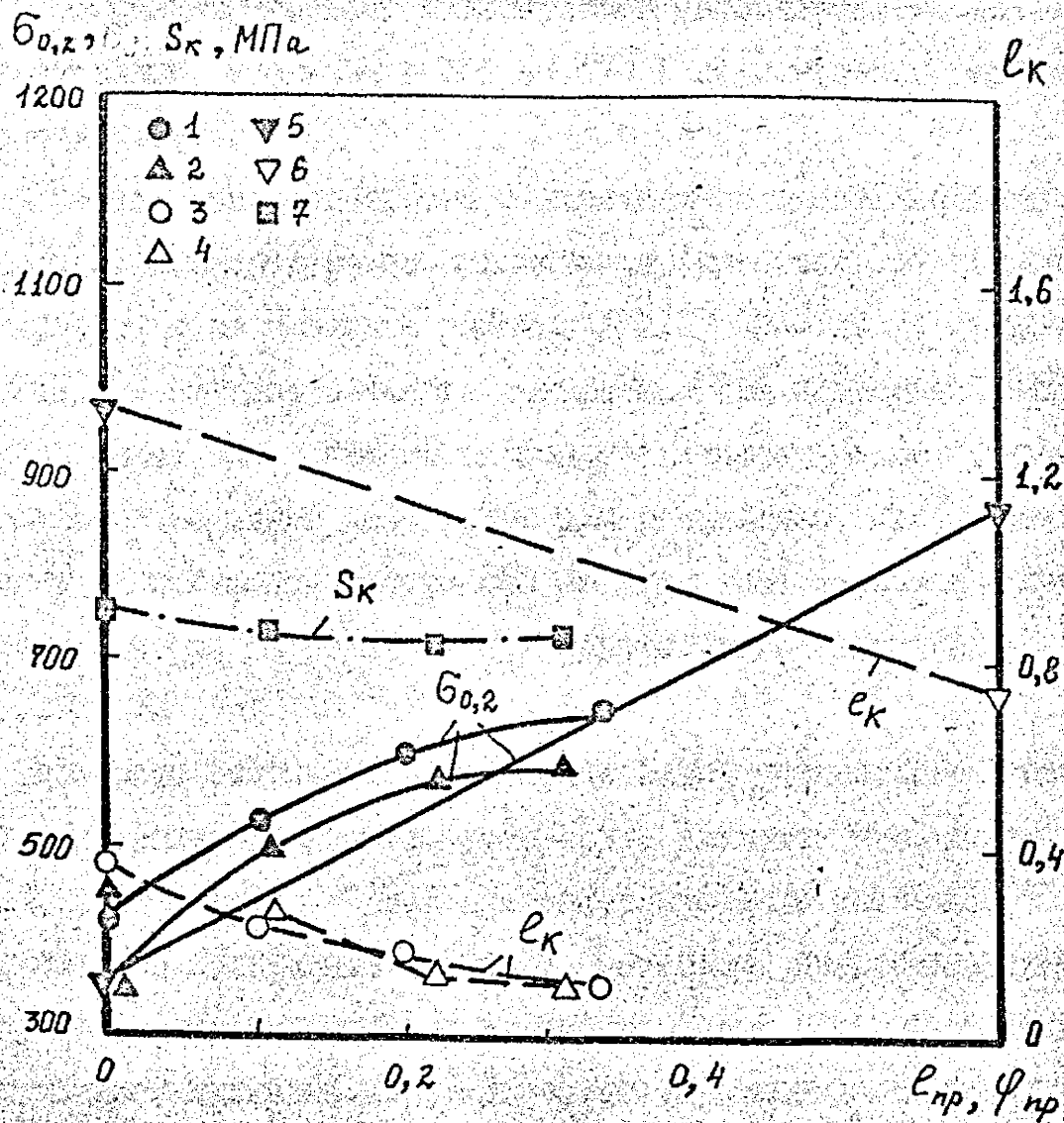


Рис. I.6. Влияние предварительной пластической деформации на характеристики механических свойств алюминиевого сплава (I-4, 7) и стали КД 32 (5, 6) при 293 К.

I-4, 7 - сжатие, 5, 6 - растяжение;

I, 3 / 227 /; 2, 4, 7 / 228 /; 5, 6 / 220 /.

427

345

105

$$\epsilon_{np} = 10\%, \quad T_{cr} = 193 \text{ К}, \quad t = 8,4 \text{ ч.}$$

Остаточная пластичность указанной стали уменьшается с увеличением предварительной пластической деформации, температуры искусственного старения с 440 до 470 К и уменьшением его продолжительности.

Влияние предварительного пластического деформирования при повышенной температуре на механические свойства при комнатной температуре исследовали в работах / ^{109, 244, 410, 408, 273, 459, 367, 437} 220, 229-235 /. Увеличение степени предварительного нагружения при повышенной температуре, также как и при комнатной, увеличивает предел текучести и уменьшает истинную деформацию при разрушении. Наибольшее влияние пластической деформации на указанные характеристики проявляются при температуре предварительного нагружения 470...570 К.

На основе многочисленных исследований установлено, что основным процессом вязкого разрушения является зарождение, ¹²⁰ рост и коалесценция пор при деформировании материала / ^{109, 94, 353, 405, 457} 5, 220, 236-239 /. Главным фактором, снижающим деформацию разрушения стали, предварительно деформированной при повышенной температуре, является деформационное упрочнение, которое зависит от величины предварительной деформации и температуры / 220 /.

На основе различных представлений, а также при разных видах напряженного состояния (одноосное, плоская деформация) предложено ряд моделей, описывающих скорость роста пор при статическом нагружении / 27, 236-239 /, обзор которых выполнен в работе / 5 /.

При этом начало зарождения пор на включениях характеризуется относительно малыми деформациями ($\epsilon_0 = 0,1 - 0,2$) / 144 /.

Возникновение и эволюция ячеистой субструктуры в процессе

деформирования подчиняется некоторым закономерностям, среди которых можно выделить следующие / ¹⁶⁹240, ²⁸²241 /. Деформация ε^* соответствующая началу образования ячеек, зависит от многих факторов таких как, температура, концентрация примесей, энергия дефектов упаковки, размер исходного зерна. С увеличением температуры деформирования значение ε^* уменьшается: высокая энергия дефектов упаковки, характерная для ОЦК-металлов, приводит к раннему образованию ячеистой структуры из-за облегченности поперечного скольжения. Чем больше размер зерна, тем легче образуются ячейки.

С увеличением пластической деформации размер ячеек уменьшается пока не достигает некоторого предельного значения, который зависит от температуры, материала, и предположительно, от других факторов / 241 /.

Предварительная пластическая деформация (объемная или поверхностная), как самостоятельно, так и в сочетании с термообработкой в ряде случаев является эффективным средством увеличения предела выносливости и циклической прочности конструкционных материалов.

Данные о влиянии однократной предварительной пластической деформации на циклическую прочность материалов противоречивы.

В одних случаях предварительная деформация увеличивает ^{108, 26, 390, 87, 522, 382, 51, 337} / 242 - ^{56, 340}251 /, в других / ⁸⁷245, ⁵²²246, ¹⁸⁰252, ¹⁴⁹253 / уменьшает предел выносливости конструкционных материалов. Особенно существенное снижение предела выносливости наблюдается для сильно деформированных образцов, когда наряду с упрочнением происходит разупрочнение материала, связанное с образованием пор и микротрещин. Неоднозначность влияния предварительной деформации на циклическую прочность и предел выносливости возможно обусловлена различным видом исходной обработки (объемное или поверхностное деформирование) / ³²²246, ⁴⁷254, ⁴¹⁶255 /, а также условиями

нагружения (амплитуда, частоты и асимметрия цикла нагружения)
²⁷ / 245, ³⁸⁷ 247, ⁵¹ 248, ¹⁸⁰ 252, ⁴¹⁶ 256 /.

Предварительная деформация на 5% снижает долговечность (на 30...50%) до зарождения трещины стали *StE 47* и алюминиевого сплава *AlCuMg 2* ⁷³⁹ / 257 /, однако увеличивает долговечность в нержавеющей и низкоуглеродистой сталях после растяжения образцов на 6-9% ³⁹⁶ / 258 /. Указанные результаты относятся к малоцикловой области, где долговечность соответствовала зарождению трещины длиной около 1 мм.

На ряде алюминиевых сплавов (АК4, АК4-1, АК6, АК8, ВЭЗ) установлено, что предварительная пластическая деформация сжатия или растяжения неоднозначно воздействует на ограниченный предел выносливости и почти не влияет на наклон кривых усталости ³⁵ / 259 /. Для сталей, как правило, предварительная деформация изменяет угол наклона кривых усталости. Причем характер влияния холодного наклепа на циклическую прочность материала может быть противоположным. Например, пластическая деформация (5%) существенно уменьшает долговечность до зарождения трещины надрезанных образцов из стали E47 ($\sigma_{0.2} = 500...530$ МПа, $\sigma_B = 640...660$ МПа) при постоянном размахе номинальных напряжений ⁴³² / 260 /. В многоцикловой области число циклов до зарождения трещины в деформированных образцах из указанной стали существенно увеличивается, по сравнению с исходным материалом, что связано с упрочнением.

Предварительная деформация растяжением (до 10%) уменьшает ширину петли гистерезиса и увеличивает циклическую прочность сталей при жестком малоцикловом нагружении ⁷ / 261 /. Причем старение после предварительной деформации существенно усиливает указанные эффекты.

Предварительная пластическая деформация в ряде случаев (например пластическое выглаживание отверстий) сопровождается

наведением системы остаточных сжимающих напряжений, что обуславливает увеличение циклической прочности конструктивных элементов.

Была предложена / 262 / ⁴⁴⁴ простая модель для прогнозирования долговечности конструктивных элементов при циклическом нагружении после холодной обработки. В основе указанной модели лежит расчет реального напряженного состояния в области конструктивного концентратора, с учетом остаточных сжимающих напряжений. Эффективное напряжение σ_{eff} определяется следующим образом

$$\sigma_{eff} = \sigma_z \left(\frac{X_1}{R_1} \right) + \sigma_{op} \left(\frac{X_1}{R_1} \right) \quad (I.53)$$

где σ_z и σ_{op} — соответственно уровень остаточных сжимающих напряжений и напряжений приложенных из-вне; X_1 — расстояние до рассматриваемой точки; R_1 — размер концентратора.

Рентгеновским методом / 263 / ³⁴⁴ изучали кинетику образования остаточных напряжений в поверхностных слоях образцов из стали (0,3% C) при статическом растяжении с последующим циклическим нагружением. Возникновение остаточных напряжений связывается с неравномерностью пластических деформаций в поверхностных и сердцевинных слоях образцов (поверхностные слои обладают меньшим сопротивлением пластическим деформациям). Величина остаточных напряжений в зависимости от пластической деформации выражается степенной функцией. С увеличением числа циклов последующего циклического нагружения наблюдается релаксация возникших от статического растяжения остаточных напряжений, описываемая экспоненциальной функцией; при этом показатель экспоненты зависит от исходного уровня остаточных напряжений / 263 / ³⁴⁴.

За последнее десятилетие среди исследователей существенно

возрос интерес к вопросу влияния предварительной пластической деформации на трещиностойкость, особенно, на скорость роста усталостных трещин. Актуальность этой задачи обусловлена тем, что как в процессе изготовления (прокатка, гибка, вытяжка, штамповка), так и последующей эксплуатации (однократные перегрузки) в материале могут возникать пластические деформации. Поэтому зарождение и рост усталостных трещин будет происходить в материале, имеющем квазистатические повреждения, что существенно будет сказываться на характеристиках циклической трещиностойкости.

Анализ литературных данных показывает, что исследование влияния предварительного статического деформирования на скорость РУТ выполнено на конструкционных материалах различных классов. Это — стали / ⁷⁴164, ³⁰226, ³⁴⁰251, ^{95,170,304,246,110,343}264-270 /, алюминиевые сплавы / ⁴²⁷227, ³⁴⁵228, ⁴⁵⁶250, ⁴²³271 /, медь / ³⁶⁹272 /, титановый сплав / 273/.⁶⁶

В большинстве случаев предварительная пластическая деформация растяжением снижает скорость роста усталостных трещин в сталях / ⁷⁴164, ³⁰226, ⁹⁵264, ¹⁷⁰266, ³⁰⁴267, ¹¹⁰269 /. Например, пластическая деформация (9%) снижает в 3,7 раза скорость РУТ в низкоуглеродистой (0,2% C) стали на среднем участке ДУР / ¹⁷⁰266 /. В чистом железе (0,009% C), отожженном при 993 К (3 часа) холодная прокатка до 10...50% обжатия приводит к увеличению порогового коэффициента интенсивности напряжений K_{II} и снижению скорости РУТ / ¹⁷⁰266 /. Предварительный наклеп растяжением, кручением, сжатием и двойной деформацией (растяжение-сжатие, сжатие-растяжение) сталей 20, 45, армко-железа, монокристаллов кремнистого железа (3,25% Si), также существенно снижает скорость РУТ, особенно на первом и среднем участках ДУР / ^{110,343,423,369,66,455}269-274 /. Однако, для некоторых сталей наблюдается противоположная тенденция изменения скорости РУТ в связи с пластическим деформи-

рованием. Например, холодная прокатка стали SAE 1010 с обжатием на 22...76% снижает ΔK_{th} и увеличивает пороговую скорость РУТ ($\sqrt{\nu} \approx 10^{-9} \frac{м}{цикл}$) по сравнению с недеформированным материалом / 251 /³⁴⁰. Пластическая деформация (растяжение или холодная прокатка) 1% приводит к увеличению (примерно в 3 раза) скорости роста усталостной трещины в рельсовой стали (0,67% C) с $\sigma_{0.2} = 475 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 955 \text{ МПа}$ / 263 /²⁴⁶.

Анализ литературных данных свидетельствует, что для алюминиевых сплавов предварительное статическое нагружение практически во всех случаях уменьшает сопротивление росту усталостных трещин. Так, после различных видов предварительной пластической деформации получено увеличение скорости РУТ в алюминии сплаве 2024-T3 (растяжение до $\sigma_{max} = 1,12 \sigma_{0.2}$) / 271 /, 7475 (5,7% Mn, 2,4% Mg; 1,4% Cu; 0,21% Cr; 0,05 Si, 0,08% Fe) (холодная прокатка с обжатием до 33%) / 227 /, 7475 (5,7% Zn, 2,5% Mg, 1,5% Cu, 0,03 Cr, 0,02% Fe, 0,02 Si) (холодная прокатка с обжатием до 34%) / 228 /. Увеличение скорости РУТ отмечается также в меди после холодной прокатки с обжатием до 31% / 272 /³⁶⁹. При очень высоких степенях обжатия, предварительная пластическая деформация оказывает противоположное влияние на скорость РУТ в алюминиевых сплавах. В работе / 250 /⁴⁵⁶ установлено, что обжатие на 85%

отожженного алюминия (99,99%) снижает скорость роста усталостных трещин.

Теоретически, на основе деформационных критериев разрушения / 6 /⁹⁷, предсказано и экспериментально подтверждено, что предварительная пластическая деформация растяжением (до 10%), а также изгибом, когда возникает остаточные напряжения, увеличивает скорость роста усталостных трещин в сплаве В95П4Т2 / 273 /⁶⁶. Однако, в случае предварительной пластической деформации сжатием скорость РУТ в титановом сплаве В95П4Т2 практи-

чески не изменится. Следует отметить, что существенный разброс экспериментальных данных по скорости РУТ не позволяет сделать обоснованного заключения о достоверности расчетной зависимости $\sqrt{K_{max}} / 273^{66}$.

Характер влияния предварительной пластической деформации на циклическую трещиностойкость в значительной степени определяется ее уровнем. В зависимости от степени обжатия холодная прокатка приводит к увеличению или к уменьшению скорости РУТ в стали S35C (закалка с 1223 К, отжиг при 973 К) и 6% Mo-Fe стали (отжиг при 973 К, 100 ч) по сравнению с недеформированным материалом / $265^{96,95}$ /. При увеличении степени обжатия φ_{np} при холодной прокатке до 50% скорость РУТ в стали S35C (в диапазоне $10^{-8} \dots 10^{-6}$ м/цикл) снижается примерно в 2 раза по сравнению с $\varphi_{np} = 0$. Дальнейшее увеличение φ_{np} с 50 до 70%, при $K_{max} = 27 \dots 31 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$, приводит к увеличению скорости РУТ до значения соответствующего исходному материалу, а при $K_{max} = 19 \dots 22 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ не влияет на скорость РУТ по сравнению с $\varphi_{np} = 50\%$.

Скорость РУТ в стали 6% Mo-Fe ($\Delta K = 17 \dots 31 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$) уменьшается в 1,5...3,5 раза после увеличения обжатия при прокатке с 10 до 15%, однако, существенно увеличивается (в 3...7 раз) при повышении степени обжатия от 15 до 45%. Причем, большее увеличение скорости РУТ происходит при больших значениях размаха КИИ. Следует отметить, что увеличение степени обжатия при холодной прокатке в обоих случаях приводило к возрастанию твердости. Увеличение φ_{np} от 0 до 70% повышало твердость HV стали S35C с 150 до 249. Для стали 6% Mo-Fe при увеличении φ_{np} от 10 до 50% твердость повышалась с 234 до 260 HV.

Практически важным является разработка методов прогнозирования влияния предварительной однократной пластической деформации на скорость РУТ. Это необходимо знать как для оптимиза-

ции режимов холодной обработки материала, так оценки остаточного ресурса конструкции в процессе эксплуатации.

Использование подходов, основанных на учете закрытия трещины в ряде случаев является весьма эффективным. Например, диаграмма усталостного разрушения технически чистой меди (99,95% чистоты) в терминах $\sqrt{\Delta K_{eff}}$ является инвариантной к степени деформации при прокатке 11% и 31%. В тоже время, для алюминиевого сплава 2024-T3 увеличение скорости RUT по сравнению с исходным материалом в меньшей степени связано с уменьшением коэффициента интенсивности напряжений K_{op} . В большинстве случаев для качественного анализа влияния наклепа на сопротивление росту усталостных трещин привлекают известные уравнения / 228, 250, 275 /.

Так, в работе / 275 / для анализа изменения порогового размаха КИН ΔK_{th} использована формула / 276 /

$$\Delta K_{th} = E e_k \sqrt{2\pi} \rho_{min}, \quad (I.54)$$

где ρ — критический радиус в вершине трещины, который определяется через вектор Бургерса.

С увеличением предварительной пластической деформации уменьшается e_k . Это в соответствии с уравнением (I.54) приводит к снижению порогового КИН ΔK_{th} , что качественно объясняет экспериментальные данные / 275 /. Аналогичные результаты по изменению ΔK_{th} получены для сталей HVB0 и HVI00 / 277, 278 /.

Для объяснения увеличения скорости RUT в предварительно деформированных образцах из алюминиевого сплава в инертной и коррозионной среде / 228 /, использовали следующее уравнение / 279 /

$$V = A \frac{\varepsilon_T^4 \Delta K^2}{(\sigma_T^4)^2}, \quad \text{I.55}$$

где σ_T^4 и ε_T^4 — соответственно циклические предел текучести и деформация текучести при одноосном нагружении; A — константа материала, которая пропорциональна $(1/\varepsilon_f^1)^{-1/(b+c)}$;

ε_f^1 — коэффициент циклической пластичности; c — экспонента циклической пластичности, оба определяются из уравнения Коффина-Менсона; b — экспонента кривой циклической прочности, определяемая по результатам испытаний на многоцикловую прочность.

Указанное уравнение предсказывает увеличение скорости РУТ с уменьшением коэффициента ε_f^1 . В первом приближении для одного цикла нагружения $\varepsilon_f^1 = \varepsilon_k$. Остальные параметры уравнения (I.55) не будут изменяться с увеличением степени предварительной деформации. Следовательно, увеличение ε_{np} , приводящее к снижению остаточной деформации при разрушении, будет увеличивать скорость РУТ.

Однако, как было показано выше влияние предварительной однократной пластической деформации на скорость РУТ имеет более сложный характер, чем вытекает из формулы (I.55).

Таким образом, анализ моделей РУТ (п. I.1), а также экспериментальных данных свидетельствует, что в настоящее время отсутствуют обобщенные подходы к прогнозированию скорости РУТ с учетом предварительной однократной пластической деформации. Нет классификации материалов по чувствительности скорости РУТ к предварительному наклепу, не исследованными являются механизмы влияния односторонней пластической деформации на скорость РУТ.

Пластическое деформирование как на стадии изготовления, так и в процессе эксплуатации приводит к исчерпанию пластич-

ности и охрупчиванию материала. Это выражается в уменьшении остаточного удлинения при разрушении / ⁷⁵23, ¹¹³83, ³⁷280 /, увеличении твердости / ¹⁸¹281, ¹⁷⁴282 / и температуры вязко-хрупкого перехода / ⁴¹⁴283, ⁴¹⁶284 /, а также в снижении сопротивления вязкому и хрупкому разрушению конструкционных сплавов / ⁷⁵23, ³⁵⁵64, ¹¹³83, ¹¹¹137, ³¹³270, ⁴¹⁴283, ^{77, 276, 278, 114, 32, 34}285-290 /.

На основе исследования влияния различных способов холодной обработки и последующего старения (523 К, 1 ч) на критическое раскрытие трещины δ_c при статическом нагружении и ударную вязкость сталей SB49, SM50B, SM41B в диапазоне температур 123...353 К установлено следующее / ⁷⁷285 /. Предварительное сжатие приводит к существенному снижению критического раскрытия трещины δ_c . Причем наличие старения усиливает эффект предварительной деформации. Так, если предварительная деформация сжатием до 10% уменьшает критическое раскрытие трещины в стали SB49 при 193 К примерно в 5 раз, то старение при 523 К (1 ч) после указанной деформации снижает δ_c более чем в 30 раз по сравнению с исходным материалом. При этом сдвиг температурных зависимостей δ_c стали SB49 составляет примерно 80 К.

В ряде случаев однократная пластическая деформация неоднородно влияет на температурную зависимость ударной вязкости / 291 /. Холодная прокатка (на 60%) уменьшает ударную вязкость листовой стали с 0,45 до 0,17 Дж/см² на верхнем шельфе и не влияет на ударную вязкость на нижнем шельфе.

Различный характер влияния предварительной деформации на ударную вязкость образцов с надрезом отмечается и в работе / ³³¹292 /. При степени обжатия 25% уменьшается ударная вязкость и увеличивается температура хрупкости $T_{хр}$ (сдвиг температуры хрупкости составляет 35 К) по сравнению с недеформированным материалом. Для более высоких степеней обжатия, лежащих за пре-

делами практически используемых в промышленности, $T_{кр}$ снижается, что обусловлено, по-видимому, созданием равномерной субструктуры. Такой эффект наблюдали на трубных сталях С-1016, С-1040, С-1060, А-8630, подвергавшихся нормализации перед холодным волочением.

Одним из показателей технологичности сталей и сварных соединений, подвергаемых в процессе изготовления узлов холодной пластической деформации (например, вальцовка обечаек из листового проката), является степень их склонности к деформационно-тепловому охрупчиванию. Причем, наиболее опасной для металла, работающего при растяжении, является предварительная деформация сжатием / 293 /.

Обжатие со степенью пластической деформации 2,5...3,0%, а также в сочетании с последующим нагревом 523 К, 1 ч не приводит к охрупчиванию металла сварного шва, выполненного проволокой марки Св-12Х2Н1МФАА диаметром 5 мм в сочетании с флюсом ФЦ-16 и зоны термического влияния стали 15Х2Н1МФАА / 294 /. Однако, увеличение пластической деформации до 5...6% повышает критическую температуру хрупкости $T_{кр}$ металла шва и зоны термического влияния на 25...40 К по сравнению с недеформированным состоянием. Последующий отпуск (523 К, 1 ч) обеспечивает восстановление критической температуры хрупкости указанных участков сварного соединения до первоначального уровня / 294 /.

Известно, что предварительная деформация растяжением оказывает наиболее существенное влияние на образцы из кипящей или полураскисленной стали, тогда как на образцы из раскисленной стали с высоким содержанием марганца и низким содержанием углерода растягивающие напряжения влияют незначительно / 295 /. Существенное значение имеет также направление и температура предварительной деформации. Хрупкость материала развивается особенно интенсивно под действием деформации сжатия, а также

при температуре предварительного нагружения 570 К (рис. I.7) / 295 /. Вначале, при увеличении предварительной деформации температура вязко-хрупкого перехода резко повышается, однако при 20...30%-ых деформациях снятия наступает состояние насыщения и в последующем наблюдается даже тенденция к снижению $T_{хр}$ / 295 /.

Увеличение пластической деформации, вызываемое холодной или горячей обработкой (например, при протяжке проволоки), иногда характеризуется снижением температуры вязко-хрупкого перехода / 295, 328, 349, 421 / 296 - 299 /.

Однако, в некоторых случаях обнаруживаются средние деформации, вызывающие возрастание температуры перехода / 300, 301 /.

Авторами / 302 / установлено, что после горячей прокатки вязкость разрушения арматурной стали 80 С (0,79% С ; 0,67 Мп, 0,84 Si ; 0,021 Ti ; 0,036 S ; 0,013% P) ($\sigma_{q2} = 670$ МПа, $\sigma_B = 1060$ МПа) зависит от длительности вылеживания. Если через сутки вязкость разрушения K_{Ic} минимальна, то при дальнейшем вылеживании вязкость разрушения увеличивается и через 30 суток достигает исходного состояния. Следует отметить, что различие между минимальной и максимальной вязкостью разрушения в указанных опытах / 302 / незначительно и составляет около 16%.

Аналогичный характер изменения вязкости разрушения K_{Ic} , только от длительности предварительного нагружения на воздухе и в воде, получен для титанового сплава ВТ14 / 303 /¹³⁰. Минимальное значение вязкости разрушения соответствует выдержке 15 часов в воде и примерно 5 часов на воздухе.

Интересными являются результаты исследования влияния наклепа на вязкость разрушения кристаллов кремния / 281 /¹⁸¹. Увеличение степени деформации до 28% сопровождается повышением твердости, при одновременном увеличении вязкости разрушения K_{Ic} (на 20%), повышением температуры хладноломкости на 50 К и

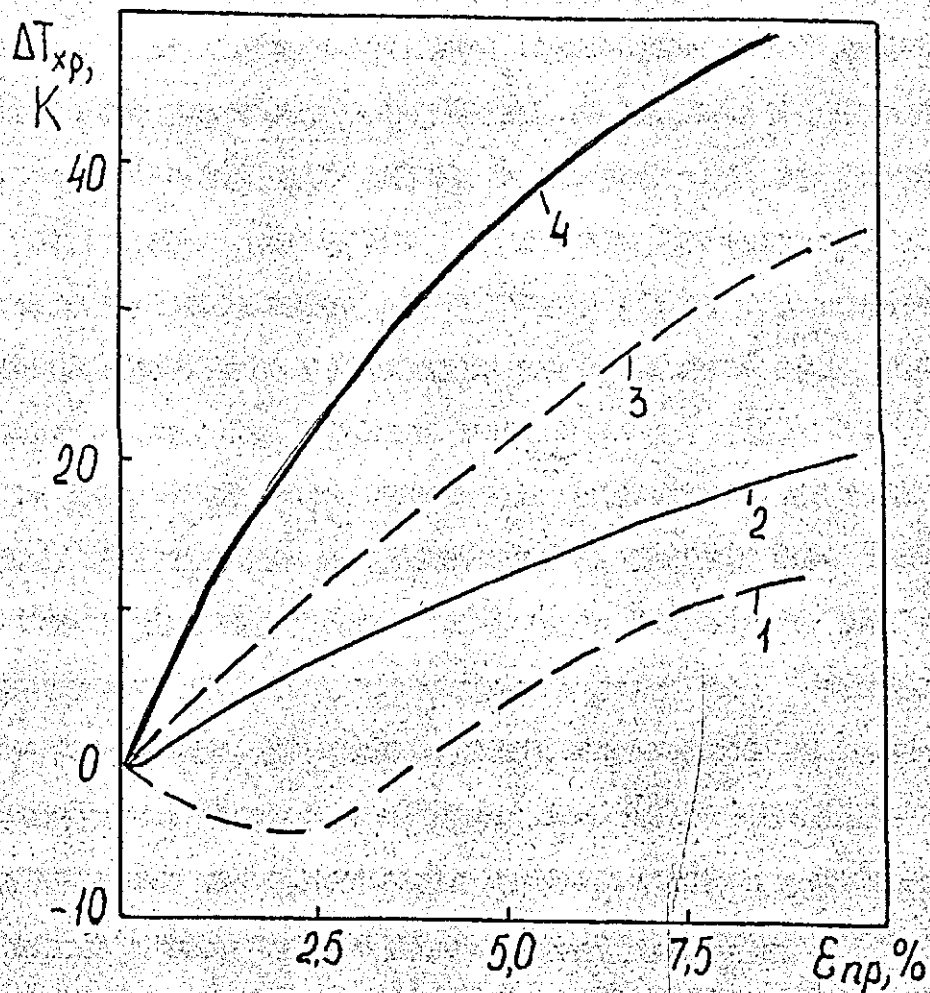


Рис. 1.7 Влияние предварительной однократной пластической деформации и старения на сдвиг температуры вязкохрупкого перехода в стали / 295 /.

- 1 - предварительная деформация растяжения;
- 2 - предварительная деформация сжатия;
- 3 - растяжение и искусственное старение;
- 4 - сжатие и искусственное старение.

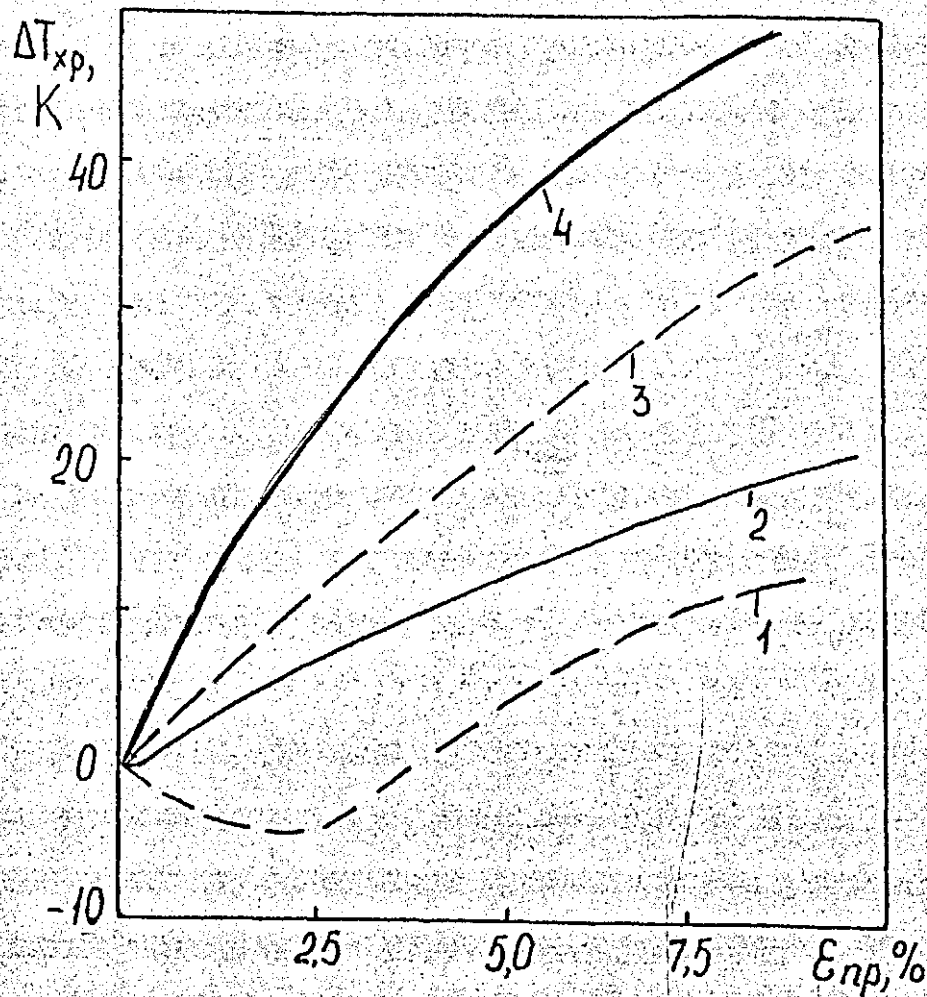


Рис. 1.7 Влияние предварительной однократной пластической деформации и старения на сдвиг температуры вязко-хрупкого перехода в стали / 295 /.

- 1 - предварительная деформация растяжения;
- 2 - предварительная деформация сжатия;
- 3 - растяжение и искусственное старение;
- 4 - сжатие и искусственное старение.

эффективной энергии разрушения.

Практически не обнаружено влияния предварительной пластической деформации ($\varepsilon_{np} = 1,7...8\%$) на критический КИН хромоникельмолибденовой стали повышенной прочности по сравнению с исходным состоянием / 304 ⁸⁸ /.

Однако, в ряде случаев влияние предварительной деформации на сопротивление хрупкому разрушению не является однозначным.

Например, пластическая деформация в зависимости от степени приводит как к увеличению, так и снижению температуры вязко-хрупкого перехода и вязкости разрушения стали при статическом нагружении по сравнению с исходным материалом / 283, 286, 288 ^{114 226 14} /.

✓ Предварительная однократная пластическая деформация различным образом влияет на характеристики вязкости разрушения при статическом, циклическом и динамическом нагружении. Например, для ферритно-перлитной стали / 290 ¹⁴ /, в отличие от динамической трещиностойкости, которая с увеличением пластической деформации уменьшается, характеристики статической и циклической трещиностойкости меняются экспоненциально: при степенях обжатия до 17% наблюдается их увеличение и только затем уменьшение. Количественно исследования структуры и поверхности усталостных изломов свидетельствует о том, что в недеформированной стали шаг бороздок ограничен поперечным размером ячеек критической дислокационной структуры, формирующейся в процессе циклической пластической деформации. В деформированной стали шаг бороздок совпадает с поперечным размером ячеек, полученных в результате холодной пластической деформации, т.е. усталостная трещина не создает своей критической дислокационной структуры, а лишь доводит до критического состояния ячеистую субструктуру, уже имеющуюся в стали / 290 ³⁴ /.

Вышеописанное свидетельствует о необходимости учета влияния предварительной однократной пластической деформации на

сопротивление хрупкому разрушению материалов при расчетах на прочность и долговечность.

В настоящее время отсутствуют расчетные методы, позволяющие достоверно оценить влияние однократной пластической деформации на вязкость разрушения при статическом нагружении. Отсутствуют также работы, посвященные исследованию влияния предварительного нагружения на циклическую вязкость разрушения, которая для ряда материалов может быть существенно ниже вязкости разрушения при статическом нагружении / 136, 139, 305 /. Нет обоснования методов повышения трещиностойкости материалов за счет предварительного пластического деформирования.

1.3. Влияние предварительной циклической пластической деформации на трещиностойкость

(12)

Циклическое нагружение различным образом влияет на механические свойства материала при последующем статическом растяжении / 6, 306-313 /.

В одной из ранних работ / 310 /, где исследовалось изменение пределов прочности и текучести, относительного удлинения и сужения на образцах из железа (0,05% C) после относительно высокого уровня циклического растяжения-сжатия, установлено увеличение пределов текучести (до 50%) и прочности (до 10%) и снижение относительного удлинения. Вместе с тем относительное сужение было практически постоянным. Характер влияния предварительного нагружения на механические свойства существенно зависит от амплитуды напряжения. Так, если при уровне

$\sigma_{max} = 0,6 \sigma_T$ предел прочности увеличивается на 9%, то при

$\sigma_{max} = 0,8 \sigma_T$ он снижается до исходного уровня / 311 /, в то время как предел текучести увеличивается.

На рис. 1.3 обобщены некоторые результаты о влиянии предва-

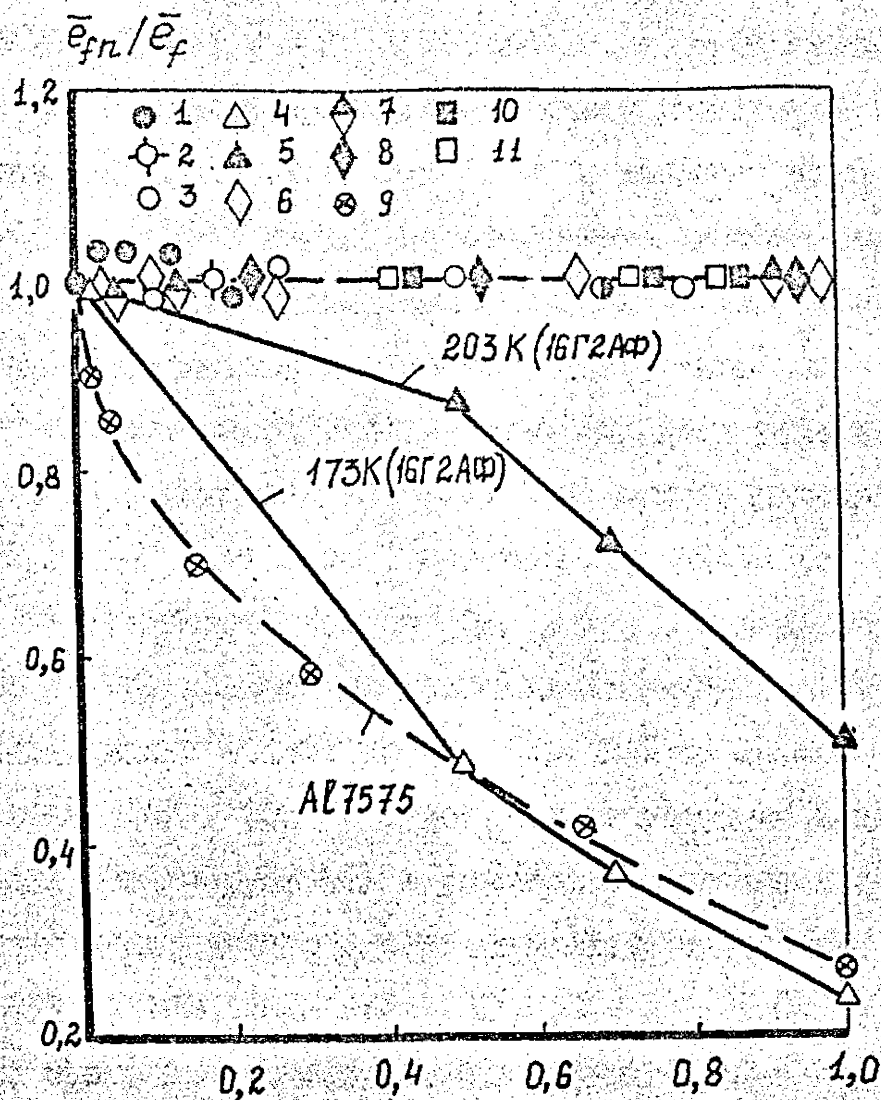


Рис. I.8. Зависимость относительного запаса пластичности от степени предварительного циклического повреждения при 293 К.

97
 сталь 12Х2МФА (1-3), 293 К / 6 /; сталь 16Г2АФ, 173(4), 203 К (5) / 306⁹⁹ /; сталь 20, 293 К, $G_d = 182$ (6), 213 (7) 194 МПа (8) / 314⁴¹ /; алюминиевый сплав 7475 (9) 293 К / 308⁹⁰ /; сталь Ст.3 (10,11), 293 К, $R_G = -1(1,6-8,10)$, $R_G > 0$ (2); $R_G = -1(3-5, 9-11) / 307$ /.

212

рительного циклического пластического деформирования на механические свойства ряда сплавов по данным работ / 6, 306, 307 /.

Предварительное циклическое повреждение не влияет на пластичность стали 12Х2МФА ($\sigma_{0.2} = 512$ МПа, $\sigma_B = 697$ МПа) в условиях комнатной температуры при различной асимметрии цикла нагружения ($R\sigma = -1$ и $R\sigma > 0$) и режимах нагружения ($\sigma_a = \text{const}$, $\epsilon_a = \text{const}$) / 6 /. Не обнаружено влияния циклического нагружения на пластичность сталей 22 К и 03Х18Н10Т / 6 /.

Однако, предварительное циклическое нагружение ($\epsilon_a = \pm 2\epsilon_T$) при 293 К снижает пластичность стали 16Е2АФ в условиях низких (173 и 203 К) температур / 174 /. Так, при увеличении степени повреждения d_f от 0 до I пластичность указанной стали при 173 К снижается более, чем на 70%, а при 203 К примерно на 50% / 306 /. При аналогичных режимах нагружения получено снижение пластичности стали Ст 3сп на 50% по сравнению с исходным состоянием / 307 /. Существенное снижение пластичности (деформации при разрушении) и увеличение предела текучести наблюдали для циклически упрочняющегося алюминиевого сплава

Al 7475 (5,7% Mn, 2,4 Mg, 1,4 Cu, 0,21 Cr, 0,05 Si, 0,03 Fe) после предварительного нагружения выше предела текучести при жестком симметричном цикле / 308 /. Так, при

$\epsilon_a = 1\%$ после 300 циклов нагружения деформация уменьшается на 74% по сравнению с неповрежденным материалом.

При исследовании влияния предварительного циклического нагружения на образцах с концентраторами напряжений установлено, что в условиях мягкого нагружения прочности и долговечность конструкционных сталей увеличивается, а в условиях близких к жесткому нагружению — уменьшается / 308 /. Этот же эффект обнаружен в работе / 309 / на гладких образцах из стали 10ХСНД, испытанных при жестком и мягком нагружении в диапазоне температур 77...293 К.

Повторно-статическое нагружение при напряжениях превышающих предел текучести снижает относительное удлинение и относительное сужение), а также увеличивает предел прочности и предел текучести алюминиевого сплава АЛ-9 с 0,1 и 0,25%-ным содержанием комплексного модификатора (титан-бор-цирконий).

В работе / 314 / исследовали влияние предварительного циклического нагружения $\sigma_a = \pm 0,72 \sigma_T$; $\sigma_a = \pm 0,843 \sigma_T$ и $\sigma_a = \pm 0,766 \sigma_T$ на характеристики механических свойств стали 20. Циклическая тренировка ($N = 10^2 \dots 10^6$ циклов нагружения) не оказывает влияния на относительное сужение при разрушении и на σ_B . При этом предел текучести до $N = 10^3$ циклов и не изменяется, при $N > 10^3$ циклов вначале снижается, а затем увеличивается. Не обнаружено влияния циклической обработки, вплоть до образования магистральной трещины как при постоянной амплитуде напряжений, так и постоянной амплитуде перемещения захватов, на остаточное удлинение стали Ст 3 при статическом нагружении (база испытаний $N_p = 8 \cdot 10^2 \dots 4 \cdot 10^4$ циклов) / 315 /.

Наклеп и искусственное старение приводят к выраженному изменению циклической анизотропии в стали 22 К / 313 /¹³. Если при $\epsilon_{np} = 0$ ширина петли δ_K в полуциклах растяжения больше, чем в сжатии, то при $\epsilon_{np} = 10\%$ с последующим старением при 443 К наблюдается противоположное соотношение ширины петель в полуциклах сжатия и растяжения. В искусственно состаренном состоянии переход от квазистатического разрушения к усталостному осуществляется при меньших числах циклов нагружения.

Предварительная деформация в зависимости от уровня различным образом влияет на закономерности неупругого циклического деформирования. Так, после предварительной пластической деформации растяжением ($\epsilon_{np} = 1\%$) наблюдается увеличение цикличес-

кого упрочнения низкоуглеродистой стали) в процессе усталости / 316 / ⁴⁷⁴

Однако после $\varepsilon_{np} = 5$ и 10% указанная сталь претерпевает циклическое разупрочнение. Примечательным в этих исследованиях является то, что обнаружено независимость среднего размера дислокационной структуры в момент усталостного разрушения от степени предварительной деформации.

В работе / 317 / ³²⁸ выполнен теоретический анализ циклического упрочнения (разупрочнения) металла после предварительной деформации. Получено удовлетворительное согласование закономерностей циклического пластического деформирования с экспериментальными данными для технического алюминия после предварительного кручения.

Предварительная циклическая наработка на стадии до зарождения трещины приводит к накоплению усталостных повреждений, изменению механических свойств и таким образом может оказывать определенное влияние на закономерности развития усталостной трещины. Данные о влиянии предварительного циклического нагружения на скорость РУТ являются довольно ограниченными и неоднозначными / ⁶⁸22, ¹⁸³III, ⁴²⁷227, ⁴²³271, ^{247, 44, 230}318-320 /. Скорость РУТ в образцах, подвергнутых предварительной циклической наработке, может увеличиваться / ¹⁸³III, ⁴²⁷227, ⁴²³271, ²⁴⁷318, ⁴⁴319 / уменьшаться / ²³⁰320 / или оставаться неизменной / ⁶⁸22, ¹⁸³III, ⁴⁴319 / по сравнению с недеформированными образцами.

Исследовали / 319 / ⁴⁴ закономерности РУТ на ранних стадиях при циклическом кручении гладких тонкостенных цилиндрических образцов из стали 45 (состояние поставки) 40Х (закалка с 1133 К, отпуск при 923 К) и 12ХНЗА (нормализация при 1133 К, закалка с 1073 К, отпуск при 453 К). Установлено, что КДУР для исследованных сталей в координатах $\sigma - K_{max}$ начиная с малых размеров трещин (0,1...0,3 мм) имеют существенную зави-

сильность от истории зарождения магистральной трещины. С увеличением амплитуды переменных напряжений скорость роста трещины не зависит существенно от уровня приложенных напряжений и описывается единой зависимостью / III /¹⁸³. Авторы / III /¹⁸⁷ объясняют это тем, что при увеличении размеров магистральной трещины влияние предварительного циклического нагружения становится несущественным.

Предварительная циклическая наработка ($R\sigma = 0,1$) приводит к существенному (примерно в 2 раза) увеличению скорости РУТ в алюминиевом сплаве 2024-Т3 по сравнению с исходным состоянием / 271 /⁴¹². Учитывая, что основное увеличение скорости РУТ происходит уже после первого цикла нагружения, можно предположить, что указанное влияние обусловлено односторонне накопленной пластической деформации. Предварительная наработка снижает КИН при котором происходит открытие трещины, однако диаграмма усталостного разрушения алюминиевого сплава не является инвариантной относительно циклической наработки / 271 /⁴²³.

В описанных выше работах / 227, 271, 319 /^{427 423 44} увеличение скорости РУТ после предварительного циклического нагружения было получено на тонкостенных образцах. В тоже время, на образцах большей толщины, например $t = 9,5$ мм из стали 18Г2АВ ($\sigma_{0,2} = 480$ МПа, $\sigma_B = 610$ МПа) предварительное циклирование ($R\sigma = -1$) до 2-х раз снижает скорость РУТ. Причем указанное снижение имеет место после наработки как выше, так и ниже предела выносливости ($\sigma_{-1} = 316$ МПа) / 320 /⁴⁴⁰.

Предварительное циклическое повреждение различного уровня не влияет на скорость РУТ при малоцикловом нагружении ($N \geq 10^{-6}$ м/цикл) в стали 15Х2МФА и ее сварных швах, выполненных ручной дуговой сваркой электродами ИБ, электрошлаковой сваркой проволокой Св-13Х2МФТ и автоматической дуговой сваркой Св-10ХМФТ / 22 /⁶⁸. Инвариантность скорости РУТ к предвари-

тельному циклическому нагружению объясняют тем, что несмотря на деформирование всего объема материала основная доля повреждения возникает на поверхности. В то же время доли поверхностного поврежденного материала оказывается недостаточно, чтобы повлиять на процесс развития разрушения. На основании указанных результатов делается вывод, что в зонах концентрации напряжений, в реальных элементах конструкций, будет иметь место аналогичная картина, это позволяет при расчетах долговечности не учитывать влияние предварительного циклического нагружения на скорость роста усталостных трещин / 22 /.

Таким образом, подытоживая вышеописанное можно сделать следующее заключение.

Предварительное циклическое нагружение неоднозначно влияет на скорость РУТ как различных классов материалов, так и образцов различной толщины. Существенное влияние на скорость РУТ будет оказывать уровень и режим нагружения (мягкий, жесткий), асимметрия цикла нагружения. Более существенное влияние предварительного циклического нагружения можно ожидать на припороговую скорость РУТ, которая чувствительна к структуре материала. В то же время, на среднеамплитудном участке диаграмм усталостного разрушения эффекты предварительной нагрузки должны проявляться в меньшей степени, поскольку указанный участок структурно нечувствительный.

Предварительное циклическое нагружение оказывает существенное влияние не только на характеристики механических свойств материала и скорость роста усталостных трещин, но и сопротивление хрупкому разрушению / ^{38, 161, 162, 163} 321-324 /, ударную вязкость / ^{150, 199, 212, 325, 36, 700, 445, 89} 20, 306, 307, 325-329 /, температуру вязко-хрупкого перехода / ¹⁴⁹ 306 /. Следует отметить, что на фоне общего интенсивного развития механики разрушения этой проблеме уделялось весьма незначительное внимание. Отсутствуют обобщающие подхо-

ды, учитывающие влияние циклической наработки на вязкость разрушения конструкционных сплавов.

Предварительное циклическое нагружение существенно влияет на склонность стали к хладноломкости / ³⁹326, ³⁵329 /. С увеличением числа циклов и амплитуды нагружения происходит расширение интервала переходных температур за счет повышения верхнего порога хладноломкости / ⁴⁴⁵328 /. Повышенный разброс ударной вязкости до появления усталостной трещины свидетельствует, что повреждаемость на ранних стадиях циклического нагружения связана с развитием субмикро и микроскопических повреждений в структуре металла. В то же время влияние трещин усталости на повышение критической температуры хрупкости зависит не только от их размера, но и амплитуды циклических напряжений / ¹⁰⁰327 /.

Установлено также, что работа зарождения трещины под влиянием циклической наработки уменьшается, а работа распространения трещины увеличивается. Рост работы распространения трещины объясняется увеличением плотности дислокаций в процессе усталости, которая препятствует распространению трещины / ³⁵326 /. Однако установлено, ²¹² / ³⁰⁷ /, что работа распространения трещины резко снижается, особенно при накоплении повреждений в условиях низких температур. Максимальное уменьшение работы разрушения наблюдается на стадии циклического деформирования до 10% от общей долговечности, что объясняется также повышенной плотностью дислокаций / ¹⁹⁹306 /. Указанные исследования / ¹⁴⁵306 / выполнены на стали 16Г2АФ после предварительного циклического нагружения в жестком режиме при симметричном цикле

$$R_e = -1.$$

Весьма важным является определение минимальной амплитуды напряжений которая вызывает охрупчивание материала. Предварительное циклическое нагружение ниже предела выносливости ($\sigma_a = 250$ МПа) не приводит охрупчивания стали St52 / ³⁰¹330 /.

Однако, при $\sigma_a \geq 720$ МПа наблюдали сильное охрупчивание, которое оценивали как отношение удельной работы разрушения образцов подвергнутых предварительному нагружению, и исходного. Вместе с тем, в ряде случаев, например / 295 /, ⁶² отмечается увеличение температуры вязко-хрупкого перехода под действием амплитуды напряжений ниже предела выносливости.

Результаты экспериментов на среднеуглеродистой стали / 331 / ⁴⁵ свидетельствуют о том, что под действием первоначального цикла нагрузки температура вязко-хрупкого перехода скачкообразно возрастает, а в дальнейшем с нарастанием числа циклов нагрузки для большинства образцов она наоборот начинает понижаться. Графически этот процесс представлен на рис. 1.8 / 295 / ⁶⁴. Результирующее изменение ΔT_{xp} определяется суперпозицией зависимостей изменения температуры вязко-хрупкого перехода от накопленной деформации и величины зерна.

Существенное влияние предварительное циклическое нагружение оказывает на сопротивление хрупкому разрушению при статическом нагружении. Исследования, выполненные на сталях 22 К и

ТС при температуре 77 К после предварительного малоциклового нагружения в условиях комнатной температуры, свидетельствуют о существенном снижении критических коэффициентов интенсивности напряжений с увеличением степени повреждения / 321 / ⁹⁸. Причем, в условиях симметричного цикла нагружения, в процессе предварительного повреждения вязкость разрушения существенно зависит от направления деформирования в последнем полуцикле. Испытания образцов из основного металла (сталь 22К-I) и металла ручного (II) и электрошлакового (III) сварного соединения показали, что минимальные значения вязкости разрушения получают-ся после последнего полуцикла сжатия, что связано с образова-нием остаточных растягивающих напряжений / 321 / ⁹⁸. Эти данные указывают на необходимость учета характера циклического нагру-

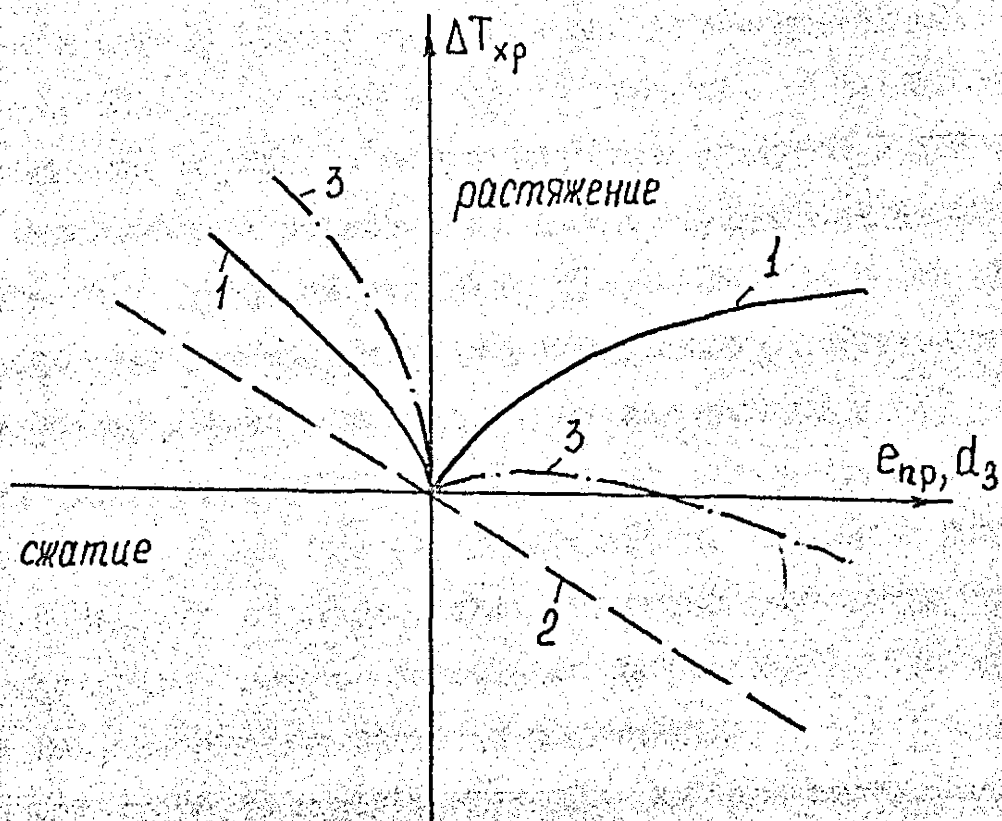


Рис. I.9. Влияние предварительного циклического нагружения на температуру вязко-хрупкого перехода / 295 /

- 1 - влияние механического упрочнения;
- 2 - влияние изменения величины зерна;
- 3 - суммарное влияние.

жения конструкций при оценке их сопротивления хрупкому разрушению. Интересные и, по-видимому, первые опыты в этом направлении описаны в работе / 332 /⁵².

Цилиндрические образцы из отожженной стали 20 (0,24% C) подвергали испытанию на усталость до различного числа циклов нагружения в мягком режиме при различной асимметрии цикла ($\sigma_{min} = 80$ МПа). После наработки из указанных образцов вырезали специальные образцы с острым надрезом радиусом 0,025 мм, которые испытывали на растяжение с целью определения вязкости разрушения K_{Ic} . После наработки ($\sigma_a = 380$ МПа и 410 МПа) зависимость вязкости разрушения от числа циклов нагружения имеет резко выраженный максимум. По мнению авторов / 247 /³⁸⁷, повышение вязкости разрушения в начальный период объясняется процессами упрочнения. Однако, в дальнейшем, начиная с некоторого числа циклов нагружения, преобладающими становятся процессы повреждения (начало образования микротрещин), что приводит к резкому уменьшению вязкости разрушения.

Получено снижение критического КИН K_{Ic} для стали HT60 и SM41, подвергнутых предварительному циклическому нагружению при $R_0 = 0$, по сравнению с исходным материалом / 295 /⁶⁷. Однако, при достижении определенных значений энергии механического упрочнения уменьшение K_{Ic} не зависит от циклической наработки.

Снижение вязкости разрушения, вследствие циклической тренировки изгибом цилиндрических образцов с наружным кольцевым концентратором, получено для стали 50ХН (аустенизация и закалка от 1090 К; отпуск при 570, 670, 820 К) / 332 /¹⁶². Деформационное старение значительно (до 30%) снижает уровень вязкости разрушения стали. Охрупчивающее действие старения проявляется как при высоких, так и при низких циклических нагрузках, после низкого и высокого отпуска. При этом наиболее за-

метно деформационное старение снижает K_{Ic} низкоотпущенной стали. Анализ результатов об изменениях вязкости разрушения стали 50XН после циклической тренировки и после разовой перегрузки свидетельствует о суммировании вклада обоих видов наклепа в старении стали. Получена полная аддитивность вклада наклепа от циклической и разовой перегрузки в старение стали отпущенной при 670 К

$$K_{Ic}^I + K_{Ic}^{II} = K_{Ic} + K_{Ic}^{III}$$

где K_{Ic} - вязкость разрушения непосредственно после образования трещины; K_{Ic}^I - вязкость разрушения непосредственно после разовой перегрузки; K_{Ic}^{II} - вязкость разрушения после циклической тренировки и старения; K_{Ic}^{III} - вязкость разрушения после перегрузки и старения.

Выше рассматривалось влияние предварительной циклической деформации на сопротивление хрупкому разрушению при статическом нагружении. Влиянию предварительной циклической наработки на вязкость разрушения при циклическом нагружении посвящены единичные работы / 333-335 /.

Ввиду отсутствия влияния предварительной циклической наработки (при испытании гладких образцов на усталость) на циклическую вязкость разрушения (критический КИН при долоте образца K_{fc}), а также учитывая совпадение K_{fc} и K_{Ic} , полученное для ряда материалов, было предложено / 333 / способ определения вязкости разрушения K_{Ic} по результатам испытаний образцов на усталость. В более поздних работах показано, что циклическая вязкость разрушения может быть как выше, так и ниже статической вязкости разрушения и является самостоятельной характеристикой материала / 136, 139, 219 /.

На основе исследования закономерностей малоциклового разрушения установлены зависимости циклической вязкости разрушения

от накопленной деформации ε_p и номинальных максимальных напряжений цикла σ_{max} при различных асимметриях цикла для сплава ВТ9 / 333, 335 /^{53, 18}. Существует область, где с уменьшением σ_{max} и ε_p циклическая вязкость разрушения увеличивается. Однако начиная с определенного значения $\sigma_{max}(\varepsilon_p)$ при заданной асимметрии цикла нагружения ($R\sigma = 0; -0,5; -1$) происходит насыщение и увеличение параметра K_{fc} прекращается / 253, 254 /. Увеличение коэффициента асимметрии цикла $R\sigma$ от -1 до 0 приводит к сменению вверх зависимостей $\varepsilon_p - K_{fc}$ и $\sigma_{max} - K_{fc}$.

Выполненный анализ свидетельствует во-первых, о важности проблемы оценки влияния предварительной циклической нагрузки на сопротивление хрупкому разрушению конструкционных сплавов. Вместе с тем, сложность решения указанной задачи заключается в практической неизученности влияния предварительной циклической пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению при статическом циклическом и динамическом нагружении, поскольку здесь имеются лишь отдельные эпизодические работы экспериментального плана.

1.4. Влияние охрупчивания, обусловленного радиационным облучением, на скорость роста усталостных трещин и сопротивление хрупкому разрушению

В процессе эксплуатации некоторые конструкции наряду с действием температурно-силовых факторов подвергаются иным воздействиям, приводящим к охрупчиванию металла и тем самым повышению вероятности хрупкого разрушения. Примером такой конструкции является корпус ядерного реактора, материал которого в процессе эксплуатации подвергается циклическому нагру-

рению, тепловому старению и облучению нейтронами. Указанные факторы в зависимости от интенсивности и продолжительности воздействия приводят к более или менее существенному сдвигу температуры хрупкости материала от комнатной температуры в область высоких температур.

В соответствии с нормами / 336 /, критическую температуру корпуса реактора определяют с учетом температурных сдвигов, вызываемых рядом факторов.

$$T_{кр} = T_{к0} + [\Delta T] + \Delta T_{ст} + \Delta T_N + \Delta T_F, \quad (I.56)$$

где $[\Delta T] = 30$ К – температурный запас; $T_{к0}$ – критическая температура хрупкости, которую определяют по 50% доле волокнистого излома образца и по значению ударной вязкости

$0,6 \text{ Дж/мм}^2$, при этом принимают наибольшее из двух значений;

$\Delta T_{ст}$ – сдвиг температуры хрупкости, обусловленный тепловым старением материала; ΔT_N – сдвиг температуры хрупкости, обусловленный цикличностью нагружения; ΔT_F – сдвиг температуры хрупкости вследствие радиационного облучения.

Основной вклад в охрупчивание материала корпуса реактора вносит облучение нейтронами. Величину ΔT_F при флюенсе нейтронов до $5 \cdot 10^{20}$ нейтр/см² ($E > 0,5$ Мэв) определяют по формуле Кофтрелла / 336 /, согласно которой

$$\Delta T_F = A_F (10^{-18} \cdot F)^{1/3}, \quad (I.57)$$

где A_F – коэффициент радиационного охрупчивания, который заметно зависит от температуры облучения и загрязненности металла примесями / 337 /, для стали марки 15Х2МФА при облучении нейтронами при температуре 523 К изменяется от 10 до $20 \text{ К}/(\text{нейтр/см}^2)^{1/3}$ и в нашем случае равен 18 / 338 /;

F — флюенс нейтронов за срок эксплуатации.

Влияние радиационного облучения на сопротивления хрупкому разрушению K_{Ic} стали определяют путем смещения исходного положения температурной зависимости вязкости разрушения при статическом нагружении в сторону высоких температур на величину $\Delta T_F = 1/337$ /. Указанный подход к оценке влияния охрупчивающих факторов на $K_{Ic} = f(T)$ не может быть использован для всех материалов. Например, он справедлив для стали марки 15Х2МФА, однако, не может быть применен для стали 15ХЗМФА / 22 /. Видимо, в общем случае, под действием нейтронного облучения может происходить не только эквидистантное смещение температурной зависимости K_{Ic} , но и уменьшение наклона этой зависимости к температурной оси со смещением нижнего шельфа K_{Ic} . Это подтверждено в работах / 22, 339 /, в которых приведены результаты исследования трещиностойкости корпусных теплоустойчивых сталей с учетом радиационного охрупчивания.

Следует отметить также, что температурные зависимости вязкости разрушения K_{Ic} в большинстве случаев были получены в области низких температур / 339, 340 /. В то же время корпус реактора эксплуатируется при высоких температурах, а наблюдаемое резкое изменение конфигурация температурной зависимости

K_{Ic} облученного материала относительно исходного состояния наблюдается в основном при повышенных температурах / 22 /. В литературе отсутствуют данные о влиянии радиационного облучения на вязкость разрушения при циклическом нагружении и имеется ограниченное количество работ где исследуется влияние радиационного облучения на динамическую вязкость разрушения. Таким образом, описанный выше метод оценки влияния радиационного охрупчивания на температурную зависимость вязкости разрушения требует дальнейшего обоснования и установления границ

его применимости как по фазису, так и по температуре и виду нагружения (статическое, циклическое, динамическое).

Технические и методологические сложности, связанные с проведением испытаний на вязкость разрушения облученных материалов, их трудоемкость и высокая стоимость с одной стороны, а также необходимость проведения комплексных исследований для обеспечения хрупкой прочности корпусов ядерных реакторов, с другой стороны, вынуждают исследователей искать пути моделирования радиационного охрупчивания с помощью простых и доступных методов / 340, 341 /.

Одним из таких методов является моделирование механических свойств. С помощью термической обработки конструкционной стали получают материал с механическими свойствами, аналогичными свойствам радиационно охрупченной стали. В качестве характеристики, которая моделируется, в большинстве случаев принимают сдвиг температуры хрупкости. Моделирование облучения может проводиться как на одном и том же материале, так и на различных. Так, в работе / 341 / влияние облучения на механические свойства стали 316 моделировали подбором такого структурного состояния стали 466, что ее механические свойства ($K_{Ic}/\sigma_{0.2}$) соответствовали механическим свойствам облученной стали 316. Наряду с охрупчиванием материала при облучении происходит также заметное ее упрочнение. Так, согласно / 340 / при $F = 242 \cdot 10^{20}$ нейтр/см² прирост $\Delta \sigma_{0.2}$ составляет в среднем 300...350 МПа. Не для всех материалов удается за счет термообработки обеспечить упрочнение. Например, для металла сварного шва за счет термообработки происходит сдвиг T_{K0} , однако $\sigma_{0.2}$ остается неизменным.

В заключение следует отметить, что метод моделирования радиационного охрупчивания материалов за счет специальной

термообработки является перспективным, однако требует дальнейшего экспериментального обоснования как по различным характеристикам механических свойств и трещиностойкости, так и по классам материалов.

1.5. Влияние предварительного теплового нагружения

тел с трещинами на сопротивление хрупкому разрушению

Известно, что при определенных условиях предварительная однократная перегрузка образца с трещиной оказывает положительное воздействие на сопротивление хрупкому разрушению материала.

Так называемый метод предварительного теплового нагружения (ПТН) (*warm prestress*) заключается в нагружении и разгрузке элемента конструкции с трещиной при температуре, превышающей температуру эксплуатации. Этот метод позволяет увеличить вязкость разрушения ферритных сталей, особенно если температура предварительного нагружения превышает температуру вязко-хрупкого перехода / $358, 300, 261, 251, 253, 262, 379, 251, 254, 306, 26, 76, 200, 348, 325, 252, 266, 107, 255, 334$ /.

Эффект ПТН обусловлен следующими факторами: $251-255$

а) создание при повышенной температуре холоднодеформированной структуры, которая является более стойкой к разрушению сколом, т.е. упрочняющее влияние предварительной растягивающей деформации;

б) изменение геометрии трещины, которая после предварительного нагружения затупляется. Это приводит к изменению напряженно-деформированного состояния образца и при повторном нагружении при более низкой температуре следует рассматривать уже не трещину, а надрез;

в) появление остаточных сжимающих напряжений в области вершины трещины на стадии разгрузки.

На рис. 1.10 схематично представлена температурная зависимость вязкости разрушения в области вязко-хрупкого перехода и траектория изменения коэффициента интенсивности напряжений при понижении температуры. В соответствии с этой схемой разгрузка происходит при повышенной температуре (T_1), затем конструкция охлаждается и вновь нагружается при низкой температуре (T_2). Поведение материала при таком нагружении может быть предсказано с помощью локальных критериев / ²⁶¹344, ²⁶²347, ²³¹349 /.

В случае маломасштабной текучести корректное предсказание эффекта тепловой перегрузки выполнено Карри / ²⁶²347 / на основе модели Ричи, Нотта и Райса / ⁴⁰⁷359 /. Весьма достоверные расчеты сделал Береминном для случая общего течения, используя распределения Вейбулла и результаты численного анализа / ⁴⁰⁷359 /.

Интересный подход к прогнозированию влияния предварительной тепловой перегрузки на сопротивление хрупкому разрушению в условиях маломасштабной текучести содержится в работах Челла и сотрудников / ²⁵¹345, ²⁵³346, ²⁵⁴350 /. В качестве критерия разрушения используется J_e - интеграл / ²⁵⁵362 /. Было установлено, что после ПТН пластичность при охлаждении исчезает, вследствие увеличения предела текучести / ²⁵⁵360 /.

В пластической зоне после ПТН образуется область остаточных пластических деформаций, где при низкой температуре пластическое течение не будет происходить до тех пор, пока напряжение от внешней нагрузки не превысит предел текучести. Эта зона называется остаточной зоной, в отличие от пластической зоны где возможно пластическое течение. В теоретическом плане пластические деформации могут быть представлены через дислокации, подвижные и неподвижные / ²⁵⁰360, ²³⁶363 /. В соответствии с

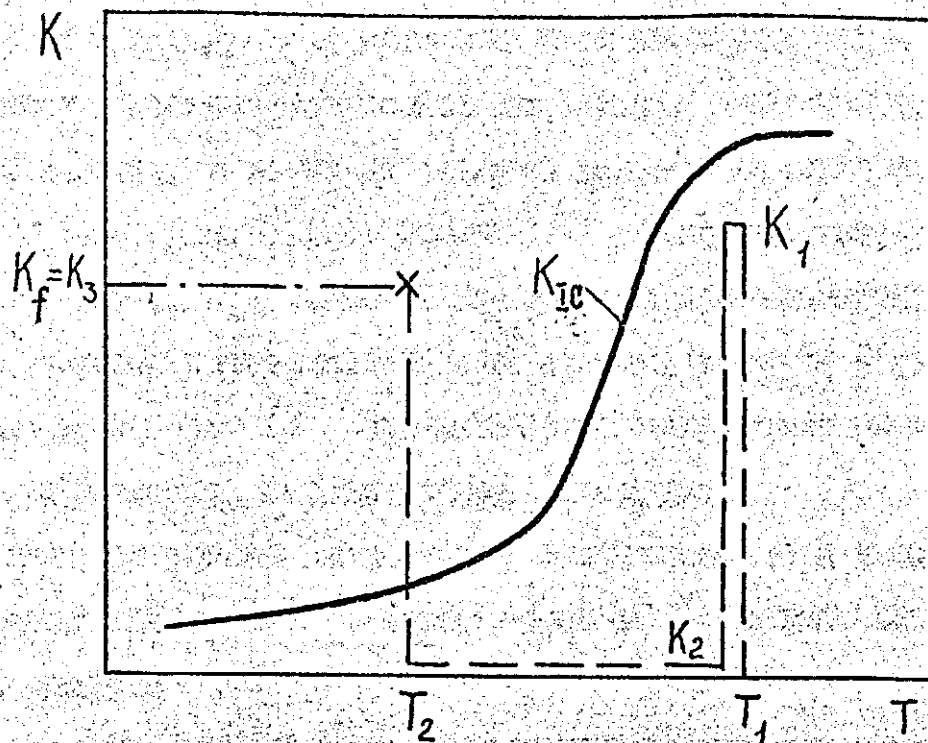


Рис. 1.10. Схема предварительного теплового нагружения.

предложенным критерием, разрушение в пластической и остаточной зонах будет иметь место, если достигается критическая сила на всех активных дислокациях при низкой температуре (т.е. в пластической зоне). Эта сила оценивается через J - интеграл, включающий только упругую компоненту, обозначаемую через J_e / 235 /. Поскольку J_e является зависимым от пути, то его вычисление производится только по контуру, включающему подвижные дислокации, т.е. не по границе раздела пластической и остаточной зон (рис. I.II). Здесь Γ_1 - упругопластический контур, образуемый при тепловом нагружении при температуре T_1 .

Γ_2 - граница пластической зоны сжатия, которая формируется при разгрузке при T_1 . При повторном нагружении новая пластическая деформация, ограничиваемая контуром Γ_3 , будет определяться не только приложенной нагрузкой, но и величиной остаточных зон Γ_1 и Γ_2 . Таким образом J_e должно быть оценено вокруг контура Γ_3 .

Предположив, что разрушение осуществляется при условии / 453 / $J_e = J_c$ и учитывая, что $J_c = K_{Ic}^2 / H$, получим

$$J_e = K_{Ic}^2 / H \quad (I.58)$$

Было принято допущение, что напряжения в пластической зоне однородны и равны напряжению текучести. На рис. I.I2 представлены схемы ПТН, а также соответствующие независимые состояния, суперпозиция которых дает результирующее состояние. Здесь -

σ_i - напряжение приложенное на i -й ступени нагружения;

$\bar{\sigma}_i$ - напряжение течения при температуре T_i , соответствующей i -й ступени нагружения. Размер пластической зоны

$S_i = a_i - c$. В общем случае, ступени нагружения I и 2 могут осу-

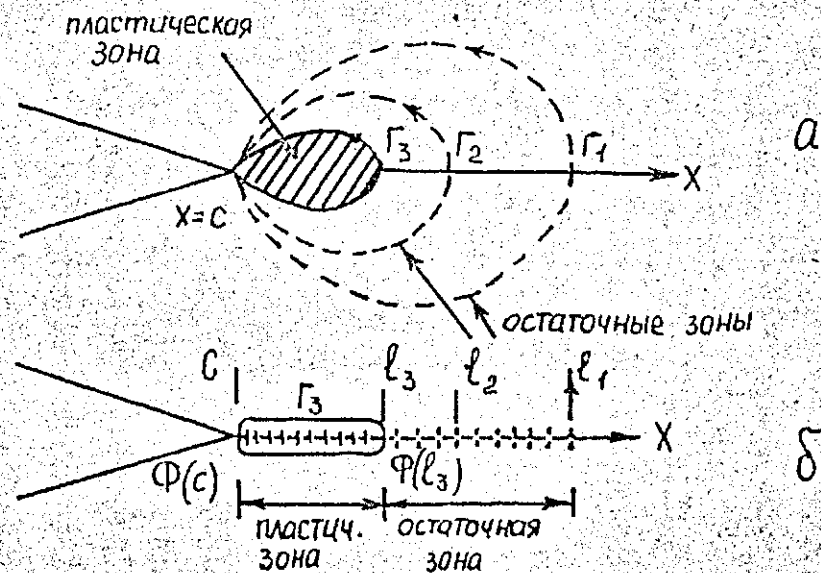


Рис. I.II. Схематическое представление зон пластической и остаточной деформации – а; пластическая зона есть область где происходит движение дислокации ($-I$) и остаточная зона – область где дислокации неподвижны ($-I$) – б.

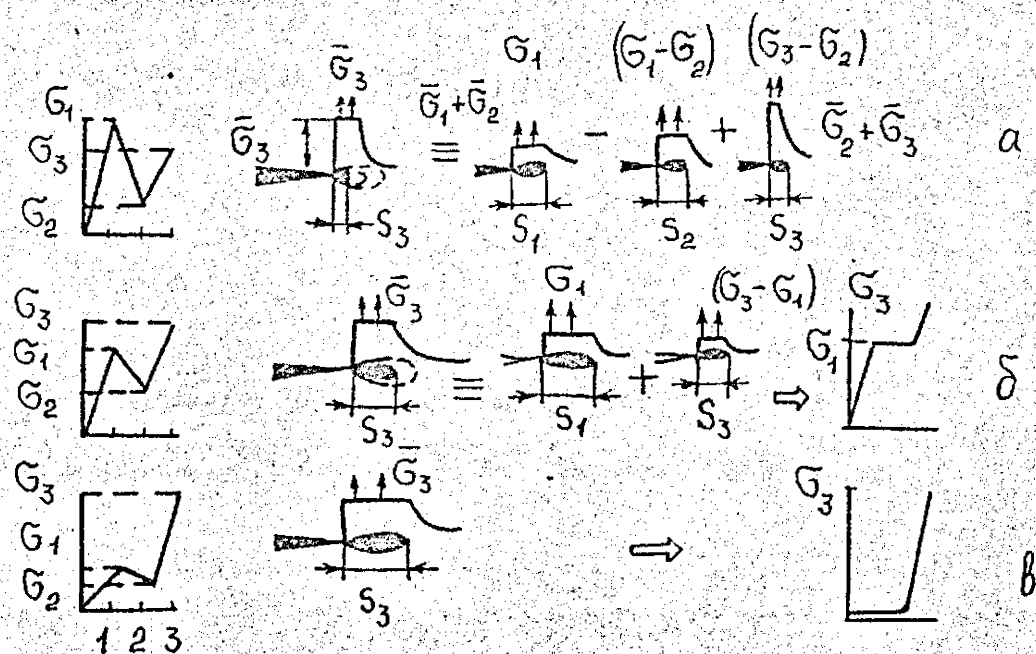


Рис. I.12. Схематическое представление ПТН и отдельные компоненты состояний. - а - случай: $S_1 > S_2 > S_3$; б - $S_1 > S_3 > S_2$; в - $S_3 > S_1 > S_2$.

доставляться при разных температурах T_1 и T_2 , где $T_1 > T_2 > T_3$

Рассмотрим три случая ПТН /350/.

Случай 1.

$$\bar{\sigma}_1 / \bar{\sigma}_2 > (\bar{\sigma}_1 - \bar{\sigma}_2) / (\bar{\sigma}_1 + \bar{\sigma}_2) > (\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_2) / (\bar{\sigma}_2 + \bar{\sigma}_3) \quad (I.59)$$

(это эквивалентно $S_1 > S_2 > S_3$ Рис. 1,12а)

В соответствии с /346,360 /

$$J_e = \bar{\sigma}_3 [\phi(c) - \phi(a_3)] \quad (I.60)$$

где / 350 /

$$\begin{aligned} \phi(c) = & \phi_1(c, \bar{\sigma}_1, \bar{\sigma}_1) - \phi_{21}(c, \bar{\sigma}_1 - \bar{\sigma}_2, \bar{\sigma}_1 + \bar{\sigma}_2) + \\ & + \phi_{32}(c, \bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_2, \bar{\sigma}_2 + \bar{\sigma}_3), \end{aligned} \quad (I.61)$$

$$\phi(a_3) = \phi_1(a_3, \bar{\sigma}_1, \bar{\sigma}_1) - \phi_{21}(a_3, \bar{\sigma}_1 - \bar{\sigma}_2, \bar{\sigma}_1 + \bar{\sigma}_2). \quad (I.62)$$

где $\phi(c)$ — относительное смещение поверхностей трещины при $x = c$, что соответствует раскрытию вершины трещины;
 $\phi(a_3)$ — перемещение в пластической зоне при

Случай 2.

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_1 / \bar{\sigma}_1 & > (\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1) / (\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1) > (\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_2) / (\bar{\sigma}_2 + \bar{\sigma}_3) > \\ & > (\bar{\sigma}_1 - \bar{\sigma}_2) / (\bar{\sigma}_1 + \bar{\sigma}_2), \\ S_1 & > S_3 > S_2 \quad (\text{рис. 1,12, б}) \end{aligned} \quad (I.63)$$

При этом

$$\phi(c) = \phi_1(c, \bar{\sigma}_1, \bar{\sigma}_1) + \phi_{31}(c, \bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1, \bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1), \quad (I.64)$$

$$\phi(q_3) = \phi_1(q_3, \sigma_1, \bar{\sigma}_1) \quad (\text{I.65})$$

Случай 3

$$\begin{aligned} (\sigma_3 - \sigma_1)/(\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1) &> \sigma_1/\bar{\sigma}_1 > (\sigma_3 - \sigma_2)/(\bar{\sigma}_2 - \bar{\sigma}_3) > \\ &> (\sigma_1 - \sigma_2)/(\bar{\sigma}_1 - \bar{\sigma}_2) \end{aligned} \quad (\text{I.66})$$

$$S_3 > S_1 > S_2 \quad (\text{рис. 1.12, б})$$

$$\phi(c) = \phi_3(c, \sigma_3, \bar{\sigma}_3) \quad (\text{I.67})$$

$$\phi(q_3) = 0. \quad (\text{I.68})$$

Перемещение определяется из следующего выражения

$$\begin{aligned} \phi(x, \sigma, \bar{\sigma}) = & \frac{4}{\pi H} \left\{ \bar{\sigma} \left[\ln \left| \frac{(a^2 - c^2)^{1/2} + (a^2 - x^2)^{1/2}}{(a^2 - c^2)^{1/2} - (a^2 - x^2)^{1/2}} \right| - \right. \right. \\ & - x \ln \left| \frac{x(a^2 - c^2)^{1/2} + c(a^2 - x^2)^{1/2}}{x(a^2 - c^2)^{1/2} - c(a^2 - x^2)^{1/2}} \right| \Big] - \frac{A_1}{W} \left[a(a^2 - x^2) - \right. \\ & \left. \left. - \frac{x^2}{2} \ln \left| \frac{a + (a^2 - x^2)^{1/2}}{a - (a^2 - x^2)^{1/2}} \right| - \frac{\pi A_2}{3W^2} (a^2 - x^2)^{3/2} \right] \right\}, \end{aligned} \quad (\text{I.69})$$

где q находят из соотношения

$$\frac{c}{a} = \cos \frac{\pi \bar{\sigma}}{2\sigma} \frac{A_0 + (2A_1/\pi) \frac{q}{W} + \frac{A}{2} \left(\frac{q}{W} \right)^2}{2\bar{\sigma}}$$

При постоянном напряжении выражение упрощается $A_1 = A_2 = 0$

$$\frac{c}{a} = \cos \frac{\pi \bar{\sigma}}{2\sigma} \quad (\text{I.70})$$

Расчеты, выполненные с использованием модели Челла удовлетворительно соответствуют экспериментальным данным, а также расчетным по другим моделям / 350 /.

В терлинах КИИ на различных ступенях нагружения, выражения для критического КИИ K_f обусловленного ПТИ / 361 /.

Случай 1

$$K_{IC}^2 = \bar{\sigma}_3 \left[\frac{K_f}{\bar{\sigma}_1} (1 - f_{z1}) - \frac{K_f^2}{2\bar{\sigma}_1} (1 - f_{z2}) + \frac{K_f}{\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_1} \right], \quad (I.71)$$

где

$$f_{z1} = f \left(Z = \left[\frac{K_f \bar{\sigma}_1}{(\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_1) K_f} \right]^2 \right), \quad (I.72)$$

$$f_{z2} = f \left(Z = \left[\frac{2K_f \bar{\sigma}_1}{(\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_1) K_f} \right]^2 \right), \quad (I.73)$$

Случай 2

$$K_{IC}^2 = \bar{\sigma}_3 \left[\frac{(K_f - K_1)^2}{\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1} + \frac{K_1^2}{\bar{\sigma}_1} (1 - f_{z1}) \right] \quad (I.74)$$

где

$$f_{z1} = f \left(Z = \left[\frac{K_f - K_1}{(\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1) K_1} \right]^2 \right) \quad (I.75)$$

Случай 3

$$K_f = K_{IC} \quad (I.76)$$

K_{IC} принимается при температуре T_3 ; $f(z) = (1 - z)^2$
Сравнение расчетного критического КИИ K_f , определяемого из (I.71) – (I.75) с экспериментальными данными, заимствованными из / 350 /, показывает их удовлетворительное соответствие

/ 353 /. Вместе с тем, формула / I.76 /, которая используется для случая 3 ($S_3 > S_1 > S_2$) дает консервативную оценку эффекта ПТН, по сравнению с экспериментом, например / 350 /.

На рис. I.I3 схематически представлено изменение критического КИН K_f в зависимости от величины K_1 в случае нагружения по траектории соответствующей рис. I.I0. При относительно низких (по сравнению с критической) уровнях нагрузки увеличение K_f обусловлено остаточными сжимающими напряжениями. С дальнейшим увеличением K_1 начинают сказываться такие факторы как затупление трещины и деформационное упрочнение. При этом влияние остаточных напряжений может уменьшаться. Это означает, что решения основанные на линейной механике разрушения могут давать завышенные оценки.

Следует отметить, что для увеличения характеристик сопротивления хрупкому разрушению ферритных сталей с использованием предварительного теплового нагружения необходимо удовлетворить следующим условиям / 357 /.

1) разрушение должно происходить по механизму скола.

2) должно иметь место увеличение напряжения пластического течения стали между процессом тепловой перегрузки и окончательным разрушением. Вместе с тем все вышеизложенные подходы применимы для случая, когда полностью отсутствует докритический рост трещины между тепловой перегрузкой и окончательным разрушением.

Исследования влияния подрастания трещины при циклическом нагружении на эффект тепловой перегрузки были выполнены на стали А533 / 35I /. Установлено, что в случае, если после перегрузки происходит рост усталостной трещины, то для прогнозирования значения K_f необходимо использовать окончательную длину трещины и максимальный КИН цикла K_{max} . При этом K_f не зависит от состояния окончательной длины трещины; достигает-

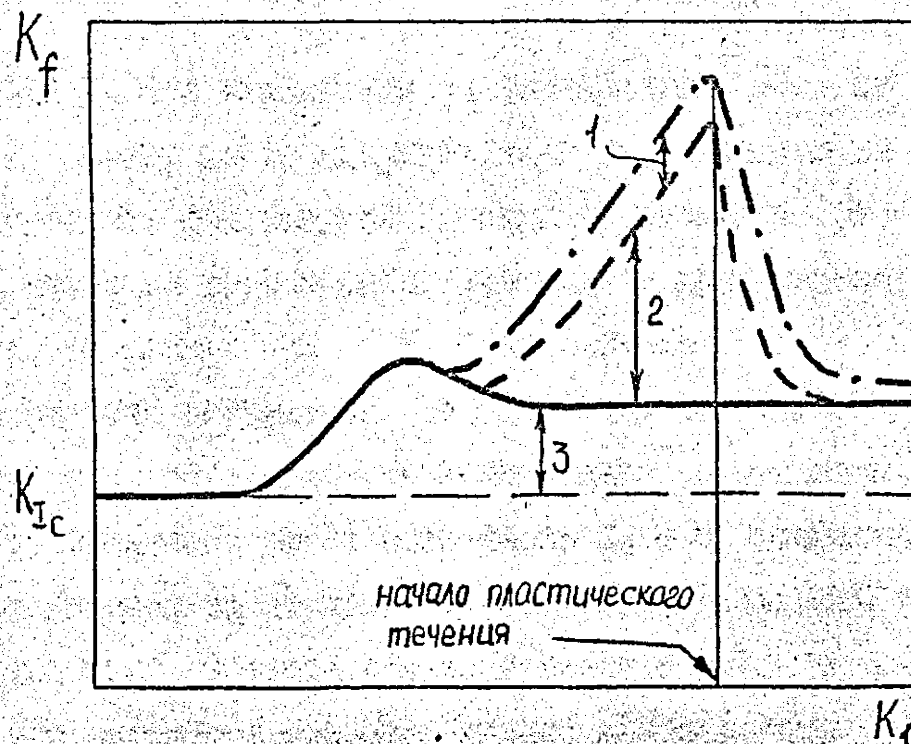


Рис. I.13. Изменение критического КИН относительно уровня предварительного нагружения.

1 - влияние деформационного упрочнения;

2 - затупление трещины; 3 - остаточные напряжения.

ся она за счет роста усталостной трещины или за счет стабильного подрастания при высокой температуре T_1 (рис. I.10).

Теоретические и экспериментальные исследования влияния докритического роста трещины в промежутке между тепловой перегрузкой и разрушением на характеристики трещиностойкости выполнены для условий маломасштабной текучести / 351, 357 /.

На рис. I.14 схематично представлена задача, исследуемая в работе / 357 /. При охлаждении от температуры T_2 до T_3 при КИН K_2 имеет место докритический рост трещины на глубину $s + \Delta s$ перед тем как нагрузка достигает величины K_3 .

Полагают, что если рост трещины происходит при усталостном нагружении, то размах КИН ΔK будет меньше $K_3 - K_2$ на последней ступени нагружения 3. Исходя из этого следует, что все эффекты, обусловленные циклическим нагружением, исчезают при завершении ступени нагружения 3, т.е. пластическая зона, образующаяся на ступени нагружения 3, превышает размер пластической зоны, которая образовалась при циклическом нагружении. Это положение является далеко небезспорным, тем более, что прямые экспериментальные проверки его отсутствуют.

В соответствии с / 357 / состояние вершины трещины после докритического роста можно представить в виде четырех исходных состояний (a), (б), (с) и (д) (рис. I.15) в терминах полос пластичности. Для анализа ПТН используется восемь состояний, схематично показанных на рис. I.16. Выражения для пластических зон и пластических перемещений представлены в / 357 /. На ступени нагружения 3 увеличение КИН до величины K_3 вызывает изменение условий в вершине трещины. Различные условия в вершине трещины, которые обусловлены четырьмя типами исходных состояний, имеющих место на ступени нагружения 3, представлены на рис. I.17. Влияние докритического роста

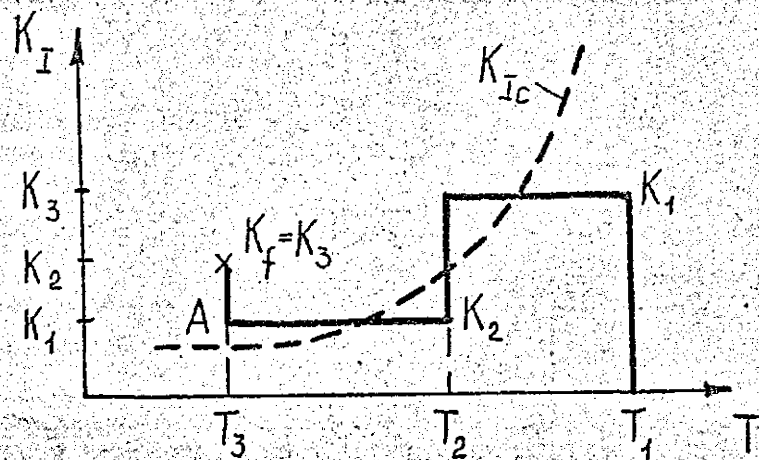


Рис. I.I4. Схематическое представление процесса ПТН
 А-точка докритического роста трещины.

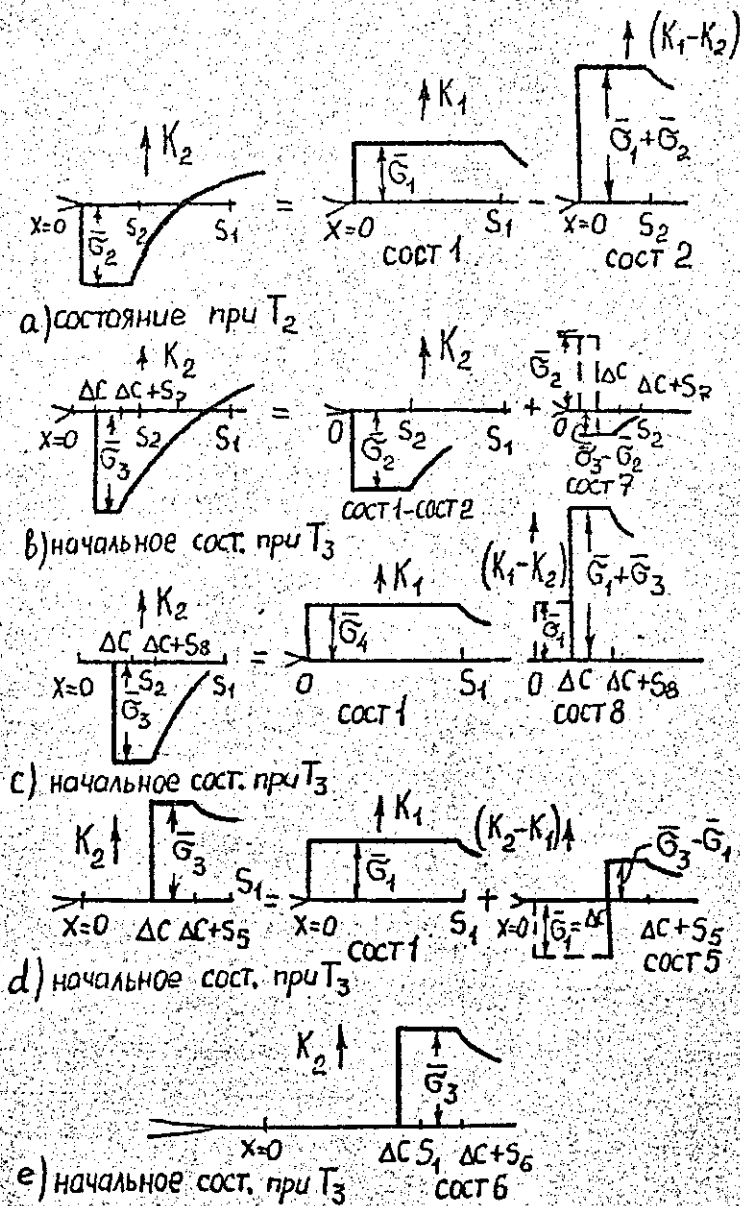


Рис. I.15. Состояние в вершине трещины до реализации ступени нагружения 3.

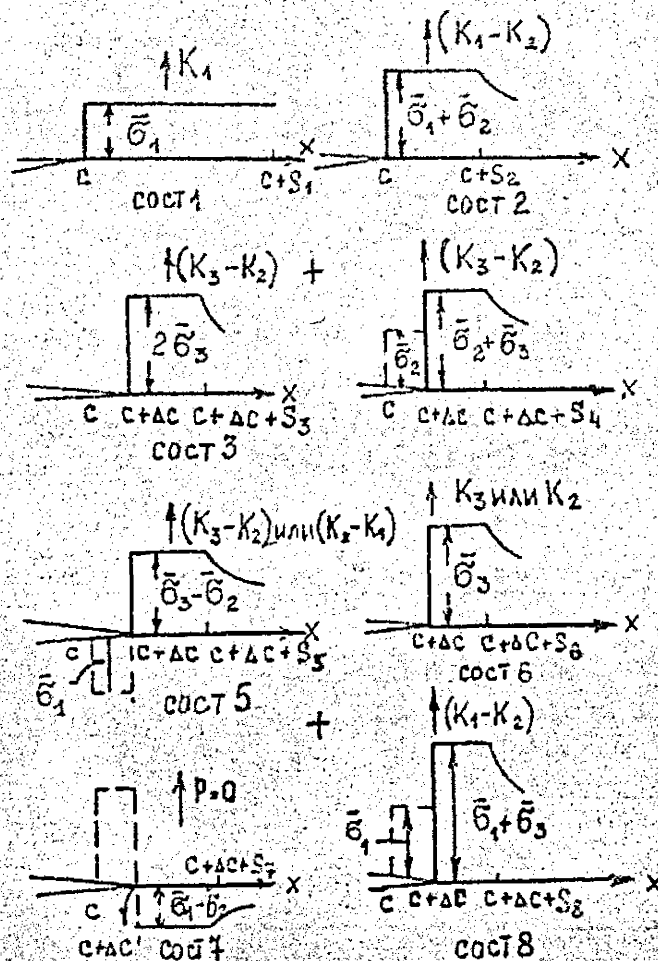


Рис. I.16. Схематическое представление восьми компонент, образующих состояния в вершине трещины. Сплошными линиями обозначены уровни напряжений в зонах пластичности. Пунктирными – усилия на поверхностях трещины при моделировании приращения длины трещины.

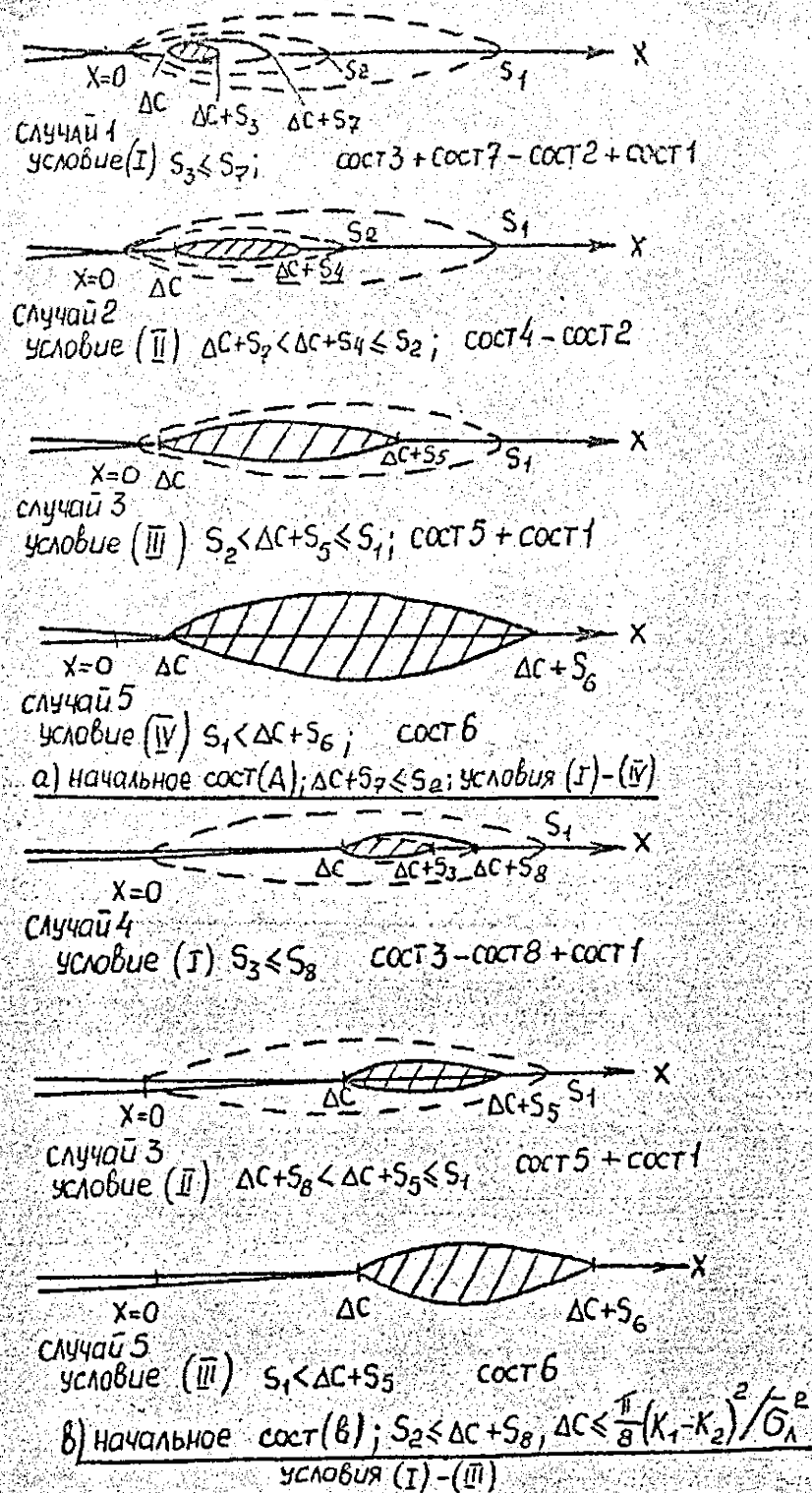
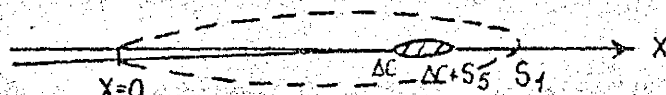


Рис. I.17. Развитие пластических зон у вершины трещины (заштрихованные области) на ступени нагружения 3. Пунктирными линиями показаны остаточные зоны, образовавшиеся после ступенной нагружения I и 2, сплошными линиями — зоны пластичности, образовавшиеся после приращения трещины на ΔC , перед ступенью нагружения 3.



случай 3

условие (I) $\Delta c + S_5 \leq S_1$; сост 5 + сост 1

случай 5

условие (II) $S_1 < \Delta c + S_6$ сост 6

$$c) \text{ начальное сост (a) } \frac{\pi}{8} (K_1 - K_2)^2 / \bar{G}_1^2 < \Delta c \leq \frac{\pi}{8} [(K_1 / \bar{G}_1)^2 - (K_2 / \bar{G}_3)^2]$$

условия (I) - (II)



случай 5

условие (I)

сост 6

$$d) \text{ начальное сост (D); } \frac{1}{8} [(K_1 / \bar{G}_1)^2 - (K_2 / \bar{G}_3)^2] < \Delta c$$

условие (I)

Рис. I.17

трещины на K_f , моделируется путем прибавления или вычитания усилий на новых поверхностях трещины с тем, чтобы получить нулевое усилие на длине ΔC , когда объединяются соответствующие состояния для образования условия в вершине трещины.

Модель полес пластичности можно представить в виде суперпозиции двух линейно-упругих решений / 364, 365 /. Если

$x = a$ является координатой вершины пластической зоны, то требуемое перемещение $\phi(x)$ определяется из уравнения

$$\phi(x) = \frac{2}{H'} \int_x^a G(x', x) [K_a(x) - K_b(x', c')] dx \quad (I.77)$$

где

$$G(x', x) = \left(\frac{2}{\pi}\right)^{1/2} \frac{1}{(x' - x)^{1/2}} \quad (I.78)$$

весовая функция: $K_a(x')$ — КИН для трещины длиной x' , нагружаемой номинальной нагрузкой; $K_b(x', c')$ — КИН для трещины, поверхности которой частично нагружены усилиями между x и $x = x'$. Положение пластической зоны можно определить, решая уравнение

$$K_a(a) = K_b(a, c') \quad (I.79)$$

где

$$K_b(a, c') = \int_{c'}^a G(a, x) \sigma(x) dx \quad (I.80)$$

$$F(z) = (1-z)^{1/2} - \frac{z}{2} \ln \left| \frac{1+(1-z)^{1/2}}{1-(1-z)^{1/2}} \right|, \quad (I.81)$$

$$H(z, y) = (1+y)^{1/2}(1-z)^{1/2} - \frac{z+y}{2} \ln \left| \frac{(1+y)^{1/2} + (1-z)^{1/2}}{(1+y)^{1/2} - (1-z)^{1/2}} \right| \quad (I.82)$$

Пластические перемещения $\phi(x)$ для $x \geq c'$ соответствующие пяти типам случаев, могут быть выражены через компоненты состояний. // 357 /.

Случай 1. $\phi(x) = \phi_3(z_3) + \phi_7(z_7, y_7) - \phi_2(z_2) + \phi_1(z_1)$

Случай 2. $\phi(x) = \phi_4(z_4, y_4) - \phi_2(z_2) + \phi_1(z_1)$

Случай 3. $\phi(x) = \phi_5(z_5, y_5) - \phi_1(z_1)$

Случай 4. $\phi(x) = \phi_3(z_3) - \phi_8(z_8, y_8) + \phi_1(z_1)$

Случай 5. $\phi(x) = \phi_6(z_6)$

Уравнение (I.60) для J_e - интеграла в случае докритического подрастания трещины имеет вид

$$J_e = \bar{G}[\phi(c) - \phi(c+s)] \quad (I.84)$$

Если уравнение (I.84) использовать для пяти случаев, определяемых уравнениями (I.83, а) - (I.83, д), получим следующие выражения для J_e

Случай 1 $J_e = \bar{G}_3[\phi_3(0) + \phi_7(0, y_7) - \phi_7(s_3/s_7, y_7) - \phi(\Delta c/s_2) + \phi_2(\Delta c/s_2 + s_3/s_2) + \phi_1(\Delta c/s_1) + \phi_1(\Delta c/s_2 + s_4/s_2)].$

Случай 2 $J_e = \bar{G}_3 [\phi_4(0,4) - \phi_2(\Delta C/s_2) + \phi_2(\Delta C/s_2 + s_4/s_2) +$
 $+ \phi_1(\Delta C/s_1) - \phi_1(\Delta C/s_1 + s_4/s_1)]$.

Случай 3 $J_e = \bar{G}_3 [\phi_5(0,5) + \phi_1(\Delta C/s_1) + \phi_1(\Delta C/s_1 + s_5/s_1)]$

Случай 4 $J_e = \bar{G}_3 [\phi_3(0) - \phi_8(0,8) + \phi_8(s_3/s_8, 0,8) +$
 $+ \phi_1(\Delta C/s_1) - \phi_1(\Delta C/s_1 + s_3/s_1)]$

Случай 5 $J_e = \bar{G}_3 \phi_6(0)$.

Уравнения (1.85, а) - (1.85, д) совместно с уравнением (1.53) образуют критерий разрушения, используемый в работе / 357 /. Если отсутствует докритический рост трещины, число выше приведенных случаев сокращается до трех: случаи I и 4 не рассматриваются, а случаи 2, 3 и 5 / 357 / соответствуют случаям I, 2, 3 / 350 /.

Анализ результатов, полученных с использованием указанной модели / 357 /, свидетельствует, что полезное влияние ПТН имеет место, когда прирост трещины не превышает размер пластической зоны сжатия, образованной у вершины трещины после перегрузки. Вместе с тем показано, что разрушение может наступить в процессе приращенния трещины на стадии предварительного теплового нагружения.

В соответствии с прогнозом, разрушение наступает, когда трещина находится в исходном состоянии (С) (рис. 1.15), поскольку новая величина J_e - интеграла при растяжении, обусловленная приращением трещины при КТИ K_2 , превышает K_{Ic}/H . Следовательно, разрушение становится возможным в процессе роста трещины при постоянной нагрузке после ПТН.

Результаты, полученные на основе J_e - интеграла / 357 /,

удовлетворительно соответствуют расчетным данным с использованием микромеханической модели разрушения сколом / 359 /.

Расчет по вышеприведенной модели свидетельствует, что малым приращением трещины $\Delta c / S_2 \leq 1$, соответствуют большие значения КИН при разрушении / 350 /. Следует отметить, что указанный результат не нашел какого-либо объяснения, а также экспериментально не проверялся.

Анализ моделей, описывающих влияние ПТН на сопротивление хрупкому разрушению, свидетельствует, что все они являются в известной степени ограниченными, поскольку в основу их положено только один или два определяющих параметра.

В большинстве случаев учитывается только температурное изменение напряжения течения, а также размеры остаточных пластических зон на различных ступенях ПТН / ²⁵¹345, ²⁵³346, ²⁵⁴350, ²⁶353, ²⁵²357 /. Наиболее полной является модель / ²³¹349 /, учитывающая кроме остаточных пластических зон, затупление вершины трещины, а также температурную зависимость предела текучести и модуля Юнга. Наряду с остаточными сжимающими напряжениями в работе / ²⁶²347 / учитывается влияние деформационного старения на критический КИН K_f .

1.6. Методы повышения характеристик трещиностойкости конструкционных сплавов и предельного состояния конструкций при наличии трещин

Для предотвращения хрупкого разрушения конструкций используются два основных способа / 366 /. Один основывается, на использовании соответствующих материалов, другой на комбинированном применении конструктивных решений. К первой группе способов можно отнести создание специальных материалов с повышенным сопротивлением хрупкому разрушению, использование

различных видов термообработки. Эффективными оказались композитные металлы, содержащие как высокопрочную компоненту, несущую нагрузку, так и вязкую компоненту, которая обеспечивает остановку трещин. Во втором случае, предусматривается понижение напряжений в кончике трещины за счет геометрии конструкции. Это применение в конструкции вспомогательных элементов (ребер жесткости, армирующих колец и т.д.). Хорошо себя зарекомендовали статически неопределимые конструкции, включающие дискретные элементы. С наступлением разрушения одного элемента, нагрузка передается другим элементам, которые способны ее нести / 366 /.

Влиянию структурных факторов (диаметр зерна, расстояние между характерными частицами и т.д.) на сопротивление хрупкому разрушению конструкционных сплавов посвящено большое количество работ, например / 367-374 /. Повышение температуры и продолжительности отпуска и уменьшение размера зерна, как правило, увеличивает статическую трещиностойкость (K_{Ic} , δ_c) сталей / 368, 369, 372 /. Однако, увеличение продолжительности отпуска при 823 К более чем в 2 раза снижает K_{Ic} стали 30ХГСН2А при 293 К, и не влияет на K_{Ic} при 77 К. Отмечается неоднозначное влияние температуры отпуска на K_{Ic} стали 37ХН3А / 367 /. Указанное влияние температуры и продолжительности отпуска на K_{Ic} проявляется, в основном, через изменение предела текучести. Уменьшение $\sigma_{0.2}$ в соответствии с локальным критерием хрупкого разрушения (I.34) предполагает увеличение критического КИН K_{Ic} .

Термообработка, как средство увеличения характеристик трещиностойкости используется не только в процессе изготовления деталей, но и в процессе эксплуатации ответственных конструкций. Известно, что при радиационном облучении происходит снижение

сопротивления хрупкому разрушению материала, что увеличивает опасность разрушения конструкции при нештатных ситуациях.

Поэтому для восстановления свойств материала производят отжиг радиационных дефектов. Для уменьшения критической температуры хрупкости производят отжиг стальных корпусов реакторов типа ВВЭР после определенного срока эксплуатации / 375-377 /.

Однако указанный метод обладает тем недостатком, что отжиг радиационных дефектов происходит не полностью.

Изучалась возможность проведения восстановительного отжига в процессе работы реактора / 375 /. Испытания на ударную вязкость образцов с надрезом, подвергнутых термообработке после облучения показали, что отжиг в течение 60-ти часов при температуре 723 К способствует устранению радиационного охрупчивания материала / 376 /. При этом полностью восстанавливается значение ударной вязкости, но сохраняется сдвиг температуры перехода в хрупкое состояние, составляющей 30 К.

Разработаны программы отжигов корпусов реакторов, предусматривающие проведение отжига корпусов без их демонтажа и обеспечивающие максимальное восстановление трещиностойкости, минимальную чувствительность к повторному облучению и минимальный простой реактора / 377 /. По видимому первым был произведен отжиг стального реактора армии США SM-1A в 1967 г. / 378 /. В результате предварительных экспериментов на лабораторных образцах было показано, что восстановление (70%) свойств можно достичь посредством отжига при 530 К в течение 168 ч. На основании использования материала, взятого из контрольных ампул реактора SM-1A после отжига, было установлено, что восстановление свойств составило 61%.

Поскольку далеко не всегда можно добиться полного возврата свойств материала в результате восстановительной термообработки, принципиальным является вопрос о том, как суммируется в этом

случае остаточное повреждение с радиационным создаваемым при повторном облучении / 379-381 /.

При ступенчатом изменении температуры облучения от T_1 до T_2 ($T_1 > T_2$) полный сдвиг температуры хрупкости составляет / 379 /

$$\Delta T_c = (A_{F_1}^3 \cdot F_1 + A_{F_2}^3 \cdot F_2)^{1/3}, \quad (I.86)$$

где F_1 , F_2 - соответственно флюенс нейтронов при температурах T_1 и T_2 ; A_{F_1} , A_{F_2} - коэффициенты радиационного облучения соответственно на первой и второй ступенях облучения.

Закономерности суммирования повреждений при $T_1 > T_2$ были подтверждены в экспериментах для стали 15Х2МФА.

✓ Суммирование повреждений при частичном восстановлении в процессе отжига и повторном облучении описывается по аналогии с формулой (I.86)

$$\Delta T_c = (\Delta T_{ост}^3 + A_{F_2}^3 \cdot F_2)^{1/3}, \quad (I.87)$$

где $\Delta T_{ост}$ - остаточный сдвиг температуры хрупкости.

При дозовой зависимости радиационного охрупчивания, описываемой в общем случае, степенной функцией с показателем m формула (I.87) суммирования трансформируется следующим образом

$$✓ \quad \Delta T_c = (\Delta T_{ост}^{1/m} + C_{F_2}^{1/m} \cdot F_2)^m. \quad (I.88)$$

Расчет по указанной формуле дает удовлетворительное соответствие с экспериментом для стали 15Х2МФА ($m = 1/3$) и стали 15Х2НМФА ($m = 1/2$).

На основе анализа экспериментальных данных получено выражение для остаточного сдвига температуры хрупкости образцов Шарпи (соответствующего полной работе деформирования и разрушения образца 4ТДж) промышленной корпусной стали ядерных реакторов охлажденной после облучения ΔT_A от параметра отжига A_{ep} / 332 /

$$\Delta T(^{\circ}\text{C}) = 182 - 117 \exp(A_{ep}),$$

где

$$A_{ep} = \Delta P \cdot 10^4 (178^{\circ}\text{C} / \Delta T_1),$$

$$\Delta P = T_{отж} \cdot \ln(10^{25} \cdot t_{отж}) - T_{обл} \cdot \ln(10^{21} \cdot t_{обл}),$$

$T_{обл}, T_{отж}$ — соответственно температуры облучения и отжига;
 $t_{обл}, t_{отж}$ — соответственно времена облучения и отжига

Для получения поверхностного слоя с повышенной твердостью используют цементацию сталей, которая состоит в насыщении металла углеродом. Повышая износостойкость и контактную прочность детали, поверхностное упрочнение отрицательно влияет на сопротивление хрупкому разрушению / 333 /. Однако, на основе большого числа опубликованных данных установлено, что вязкость разрушения при статическом нагружении в терминах критического КИИ увеличивается с ростом расстояния от поверхности стальных пластин / 333 /.

В ряде случаев используют специфические способы воздействия. Экспериментально установлено / 334 /, что термальный эффект облучения электронным лучом вызывает изменения текстуры и увеличивает вязкость разрушения материала. Эксперимент проводился на образцах из тонкой 30CrMnSi стальной пластины. Для изучения эффекта от облучения кончика трещины электронным лучом измерялась и сравнивалась вязкость разрушения облученного и необлученного образцов.

Установлено, что мощность и диаметр электронного луча, длительность облучения, а также облучение с одной стороны или двух оказывает сильное влияние на вязкость разрушения.

Лазерное упрочнение образцов с трещиной приводит также к снижению скорости РУТ в стали SAE1015 (0,15%) при низких значениях размаха $K_{II} / 335 /$.

Объемная пластическая деформация материала (растяжение, сжатие, холодная и горячая прокатка) существенно влияют на скорость роста усталостных трещин и сопротивление хрупкому разрушению и в ряде случаев могут быть использованы для повышения характеристик трещиностойкости (см. п. 1.2).

Растягивающие перегрузки тел с трещинами, используемые для повышения статической трещиностойкости сталей (см. п. 1.5), эффективно используются и для торможения (остановки) роста трещины при циклическом нагружении / 336-390 /.

Задержка роста трещины или ее полная остановка при последующем циклическом нагружении на более низком уровне обусловлены остаточными сжимающими напряжениями, закрытием трещины, а также затуплением ее вершины / 336-390 /.

В основу предложенных моделей задержки усталостной трещины положено, как правило, один из указанных факторов / 65, 391, 392 /.

Наряду с объемным пластическим деформированием, широкое распространение получило поверхностное пластическое деформирование. Использовалось влияние дробеструйной обработки поверхности на механические свойства алюминиевых сплавов 7010 и 8090 с $\sigma_{0.2} = 515$ и 497 МПа / 393 /. Образцы имели надрезы, поверхность которых подвергалась дробеструйной обработке, после чего отполировывались, чтобы исключить влияние шероховатости при неизменной величине остаточных напряжений. В обоих сплавах после дробеструйной обработки зарождение трещины происходило

после меньшего числа циклов, чем в образцах в исходном состоянии. Однако дальнейший рост трещины существенно тормозился вследствие сжимающих остаточных напряжений у поверхности надреза.

На основе исследования механизмов торможения усталостной трещины в конструкционной стали BS 4360 50B и алюминиевом сплаве 2014A-T4 при перегрузках показано, что скорость РУТ определяется эффективным размахом КМН, в котором учтено снимание трещины / 394 /. Перегрузка при высоких значениях КМН приводит к уменьшению скорости на порядок. Полная остановка роста трещины наблюдалась при перегрузках вблизи порогового значения КМН. Последующий отжиг приводил к восстановлению исходной скорости трещины, в связи с чем был сделан вывод, что эффекты торможения связаны с условиями пластического деформирования материала перед вершиной трещины.

Оригинальный способ повышения сопротивления росту трещины усталости, предложенный в / 395 /, заключается в искусственном понижении уровня ΔK_{eff} . Эффект обеспечивается заполнением полости трещины веществом, препятствующим смыканию ее берегов на протяжении полупериода разгрузки. Трещину раскрывают предварительным приложением максимальной рабочей нагрузки, заполняют текучим склонным к затвердеванию веществом и выдерживают закрытым до его полного затвердевания. Добавление к такому веществу мелкодисперсного твердого наполнителя существенно усиливает эффект торможения трещины / 395 /.

Весьма интересными и важными являются работы в области восстановления сплошности и прочности разрушенного тела, например / 396 /. Речь идет о заживлении уже существующей макро- или микротрещины с возвращением к исходной прочности, что опирается на восстановление межмолекулярных связей между берегами вскрывшейся трещины без массопереноса.

Практически важным является использование протекторной защиты для повышения сопротивления росту усталостных трещин / 397 /. Хорошие результаты получены для широкого класса сталей и сплавов с использованием магниевого и цинкового протекторов в реакторе морской соли. Магниевый протектор при близком размещении к трещине повышает пороговый КИН до уровня наблюдаемого на воздухе для сталей 13Х11Н2В2М2, 06Х16Н4Б4, 08Х16Н4Б4, 20Х13, 15Х11М2 и ряда других.

Выводы

I. Несмотря на определенное количество работ, вопросы влияния предварительной пластической деформации на трещиностойкость исследованы недостаточно. Представленные в литературе по этой проблеме данные являются фактическим экспериментальным материалом и не позволяют предсказать влияние предварительной однократной и циклической пластической деформации на скорость РУТ и предельную несущую способность материала с трещиной. Не исследованы вопросы влияния предварительного пластического деформирования на характеристики вязкости разрушения при циклическом нагружении, условия перехода от стабильного к нестабильному и закономерности нестабильного РУТ. При этом весьма важным является вопрос о соотношении в этих условиях характеристик вязкости разрушения при статическом, циклическом и динамическом нагружении.

В настоящее время отсутствует классификация материалов по чувствительности скорости РУТ к однократной предварительной пластической деформации, поскольку неясно какими характеристиками механических свойств материала определяется характер влияния предварительной пластической деформации на скорость РУТ.

Несмотря на определенные успехи в разработке моделей для описания эффекта предварительного теплового нагружения, с целью повышения сопротивления хрупкому разрушению, а также в их экспериментальном обосновании, остаются нерешенными вопросы, определяющие практическое использование ПТН, а именно: устойчивость эффекта ПТН в условиях длительной статической выдержки; влияние последующего циклического нагружения на устойчивость эффекта ПТН.

Отсутствуют работы по исследованию влияния ПТН на сопро-

влияние хрупкому разрушению материалов при реальных температурах эксплуатации и условиях нагружения.

2. В связи с этим актуальными задачами являются комплексное исследование влияния истории предварительного нагружения материала (как наличия, так и отсутствия трещин) на скорость РУТ, характеристики вязкости разрушения при статическом, циклическом и динамическом нагружении, условия перехода от усталостного к хрупкому разрушению и закономерности неустойчивого РУТ. Разработка научных основ прогнозирования влияния предварительной пластической деформации на трещиностойкость. Оптимизация температурных и силовых параметров ПТН с целью максимального повышения сопротивления хрупкому разрушению при статическом нагружении и устойчивость эффекта ПТН с учетом последующего циклического нагружения.

Для достаточно полного решения указанных вопросов необходимо разработать модель роста усталостной трещины, учитывающую накопление усталостных повреждений и округивание материала в вершине трещины при циклическом нагружении.

Разработка такой модели позволяет количественно прогнозировать РУТ, переход от усталостного к хрупкому разрушению и закономерности неустойчивого роста трещины при циклическом нагружении, учесть влияние предварительной пластической деформации на скорость РУТ, обосновать способы повышения сопротивления хрупкому разрушению конструкционных материалов.

3. Несмотря на большое количество моделей по скорости роста усталостной трещины с их помощью нельзя предсказать предельное состояние тела с трещиной при циклическом нагружении, т.е. они пригодны только для описания стабильного роста трещины.

Известная модель предельного состояния тел с трещинами при циклическом нагружении, а также схемы неустойчивого разрушения для различных классов конструкционных сплавов, предложенные на

ее основе, хотя и описывают условия перехода от стабильного к нестабильному РУТ, однако не дают ответа на ряд важных вопросов. Исходя из указанной модели нельзя количественно предсказать, без проведения эксперимента на циклическую трещиностойкость, минимальную циклическую вязкость разрушения, число циклов нагружения и величину подрастания трещины между скачками, длину хрупких скачков трещины.

4. При разработке модели роста усталостной трещины одним из главных вопросов является учет напряженно-деформированного состояния при циклическом нагружении.

Для расчета поля напряжений и упруго-пластических деформаций в области вершины усталостной трещины в трехмерной постановке наиболее перспективным использованием МКЭ. Несмотря на трудоемкость, МКЭ по сравнению с другими расчетными методами дает более высокую точность. В то же время, вряд ли удастся учесть все факторы, которые влияют на напряженно-деформированное состояние реального тела с трещиной при циклическом нагружении, такие как шероховатость, форма фронта трещины, омещение берегов трещины и т.п.

Для апробации разрабатываемых моделей, в ряде случаев, целесообразно использование замкнутых решений, которые получены для фиксированных условий, например, для плоского напряженного состояния или для условий плоской деформации.

Для решения поставленной задачи — разработки модели роста усталостной трещины, которая позволяла бы количественно описать стабильный и нестабильный рост трещины при циклическом нагружении, влияние предварительной пластической деформации на скорость роста усталостной трещины, возникла необходимость в проведении комплексного экспериментального исследования циклической прочности и трещиностойкости при статическом и циклическом нагружении широкого класса конструкционных материалов.

ГЛАВА 2. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ

Для решения поставленной задачи — широкого комплексного исследования влияния истории нагружения на трещиностойкость конструкционных материалов необходимо было провести большой объем испытаний. В связи с этим значительное внимание было уделено разработке методик исследования и их автоматизации. Основные испытания проводили на сервогидравлической испытательной машине "Гидропульс 400 кН" (фирма "Мени", ФРГ), оснащенной мини-ЭВМ GA 16/240.

2.1. Методики исследования характеристик механических свойств и закономерностей неупругого циклического деформирования в диапазоне температур 77...623 К

Характеристики механических свойств (условный предел текучести $\sigma_{0.2}$, условный предел пропорциональности $\sigma_{p0.2}$, предел прочности σ_b , истинное напряжение при разрушении S_k , модуль упругости E , коэффициент Пуассона μ , относительное сужение при разрушении ψ и истинная деформация при разрушении e_k) исследовали на электрогидравлической испытательной машине Гидропульс 400 кН. Образцы для испытаний представлены на рис. 2.1 и 2.2. Диаметр рабочей части цилиндрических образцов составлял 8 и 10 мм, корсетных образцов — 10 мм (рис. 2.1). В процессе испытаний с помощью тензометрических датчиков типа DSA 25/10 и RDZ 50/0,5 фиксировали продольную, а с помощью датчика DSR 10/1 — поперечную деформацию рабочей части образца. База измерений продольной деформации

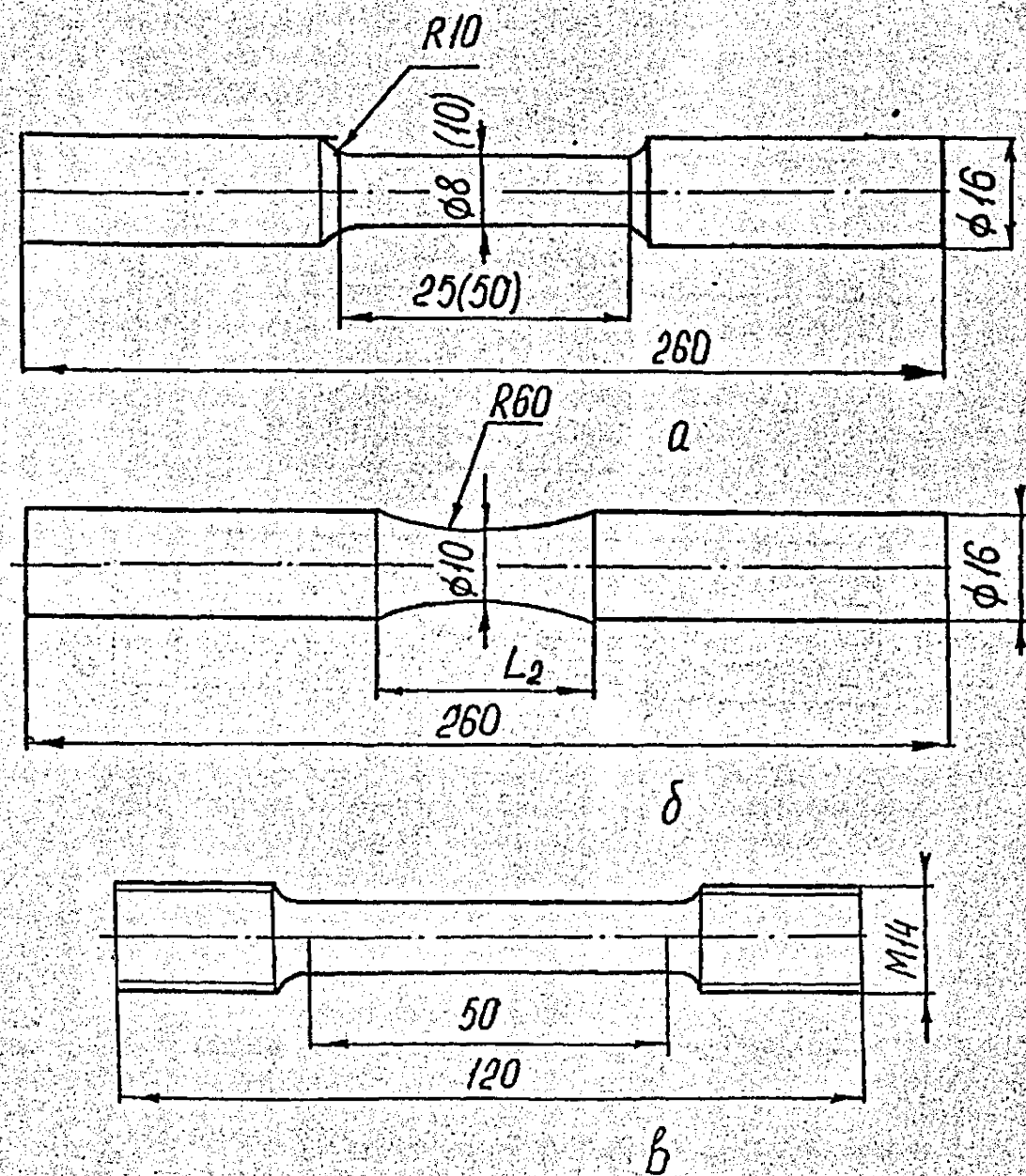


Рис. 2.1. Образцы для исследования характеристик механических свойств конструкционных материалов при статическом и циклическом нагружении:
а, в – цилиндрический, б – корсетный.

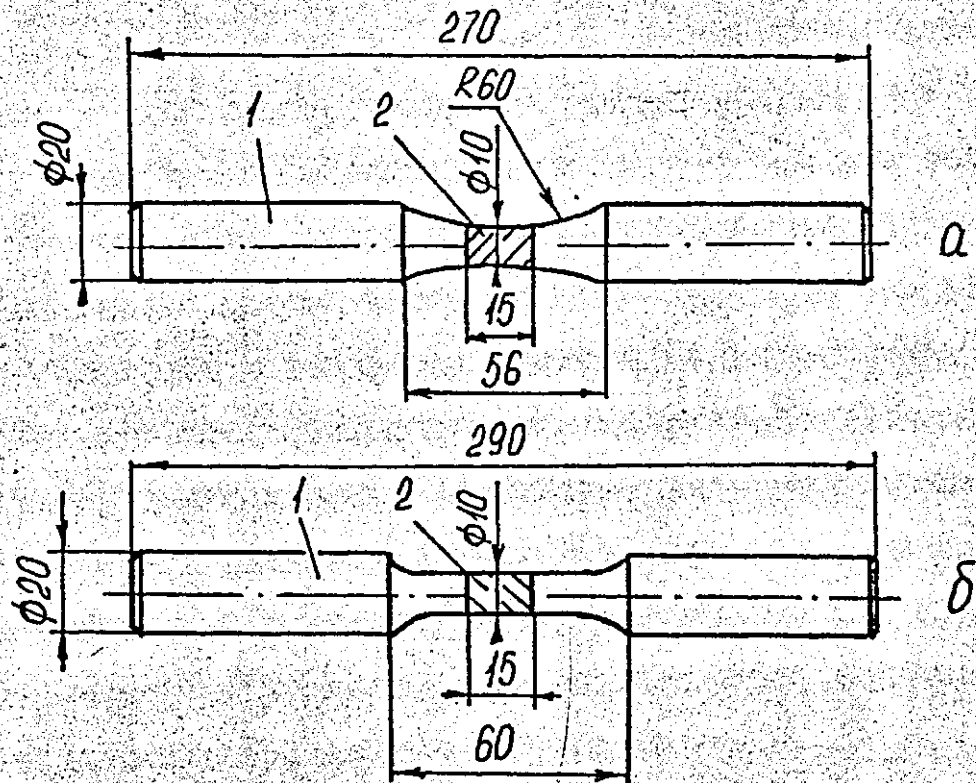


Рис. 2.2. Образцы для исследования характеристик механических свойств сварных швов при статическом и циклическом нагружении с корсетной – а и цилиндрической – б рабочей частью.
1 – основной металл; 2 – сварной шов.

составляла 25 и 50 мм.

Разрезающая способность датчиков для измерения продольной и поперечной деформации была не ниже $2,5 \cdot 10^{-4}$ мм/мм.

Схема охлаждения цилиндрического образца в диапазоне температур 77...293 К представлена на рис. 2.3. Охлаждение образца I до указанных температур осуществлялось за счет подачи жидкого азота в контактный охладитель 2, представляющий собой, выполненную из меди замкнутую полость плотно прилегающую к хвостовику образца и снабженную штуцерами 3 для подвода и отвода жидкого азота. Такое расположение охладителей позволило установить на рабочей части образца тензометры 4,5 для измерения продольных и поперечных деформаций и обеспечила возможность визуального наблюдения за поверхностью образца.

Температура образца контролировалась медь-константановой термодарой 6 приваренной к его рабочей поверхности. Проведенная перед испытаниями температурная тарировка образца показала, что разница температур в центре рабочей части и удаленном от него на расстояние 5 мм сечении составляла 2...3 К, что позволило учитывать эту поправку. Задание температуры осуществлялось при помощи системы регулирования, состоящей из термодар 6 и 7, потенциометра типа КСН-4, специального перепускного клапана 9 и нагревающей спирали 10 для создания давления азота в нагревающей магистрали II, сосудов Дьюара с жидким азотом 12. Дополнительный контроль за действительным значением температуры образца осуществлялся при помощи цифрового вольтметра 13 типа В7-23. Регулирование температуры испытаний с помощью термодары 7 позволило значительно увеличить точность поддержания заданной температуры (± 1 К) и уменьшить инерционность системы по сравнению со случаем использования в качестве регулирующей термодары 6.

Нагрев образца в диапазоне температур 293...623 К осущест-

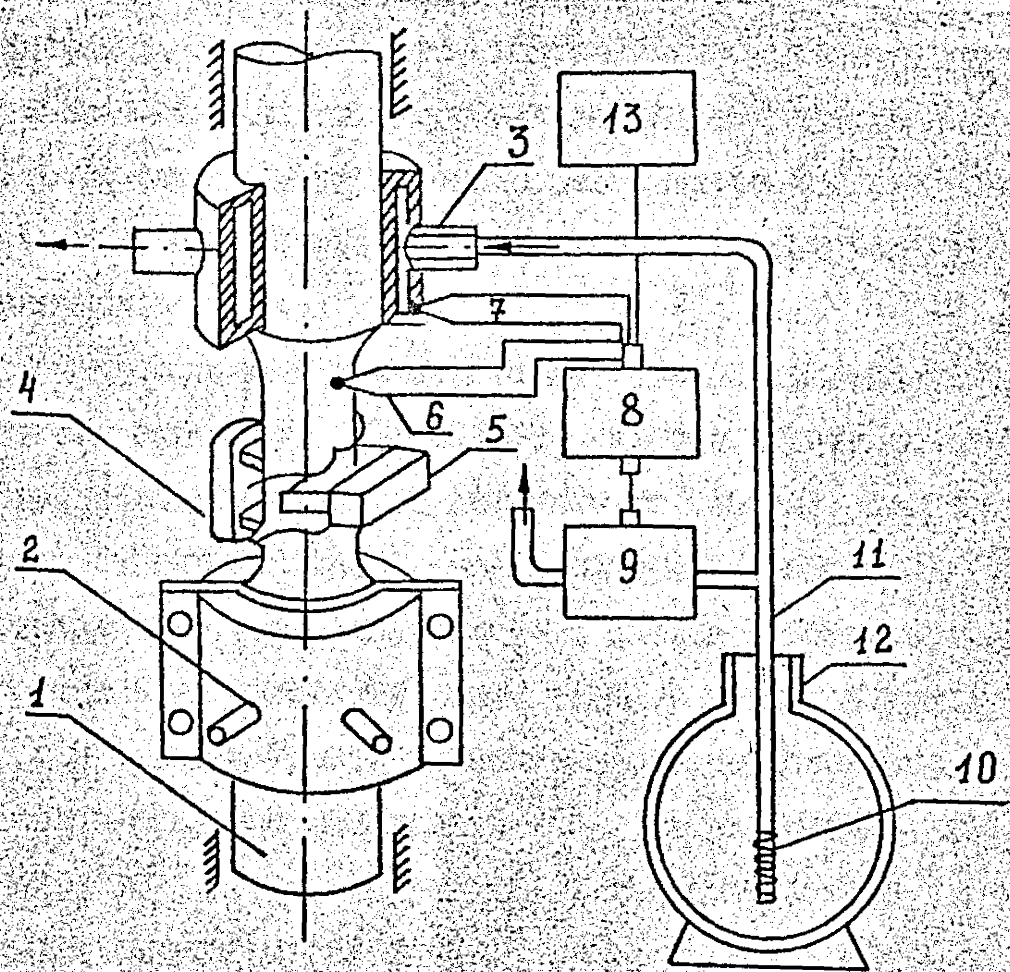


Рис. 2.3. Схема охлаждения образца.

влялся электрической печью снабженной ленточными (хромовыми) нагревателями. Печь при помощи рамы крепилась на колоннах установки. Задание температуры и ее поддержание в процессе испытаний осуществлялось стандартным регулятором температуры типа ВРТ-1, работающим от хромель-алюмелевой термопары приваренной к образцу. Дополнительно контролировали температуру цифровым вольтметром. Датчик измерения продольной деформации

DSA 25/10 посредством удлинителей выносили за пределы печного пространства. Поперечную деформацию при высоких температурах не измеряли.

Управление процессом статического нагружения производилось с использованием мини-ЭВМ GA 16/240, которая позволяла одновременно записывать измеряемые величины на внешнее запоминающее устройство (магнитный диск). После разрушения образца производили математическую обработку исходных данных с использованием разработанной на алгоритмическом языке Фортран программы

STATPL (п. 2.8). Указанная программа позволяет вычислить зависимость текущего напряжения σ от деформации, истинного напряжения S от деформации, а также параметры диаграммы статического разрушения: $\sigma_{0,2}$; $\sigma_{0,02}$; σ_B ; S_K ; E ; μ с последующим выводом как цифровым, так и графическим.

Характеристики пластичности — относительное удлинение и относительное сужение ψ после разрыва определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Циклическую прочность, а также закономерности неупругого деформирования конструкционных материалов и их сварных швов исследовали при малоцикловом нагружении цилиндрических и корсетных образцов (рис. 2.1, а, б и 2.2) на электрогидравлической испытательной машине "Гидропульс 400 КН". Испытания проводили в жестком ($R_\epsilon = \epsilon_{\min}/\epsilon_{\max}$) и мягком ($R_\sigma = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) режиме нагружения при симметричном цикле $R_\sigma = R_\epsilon = -1$.

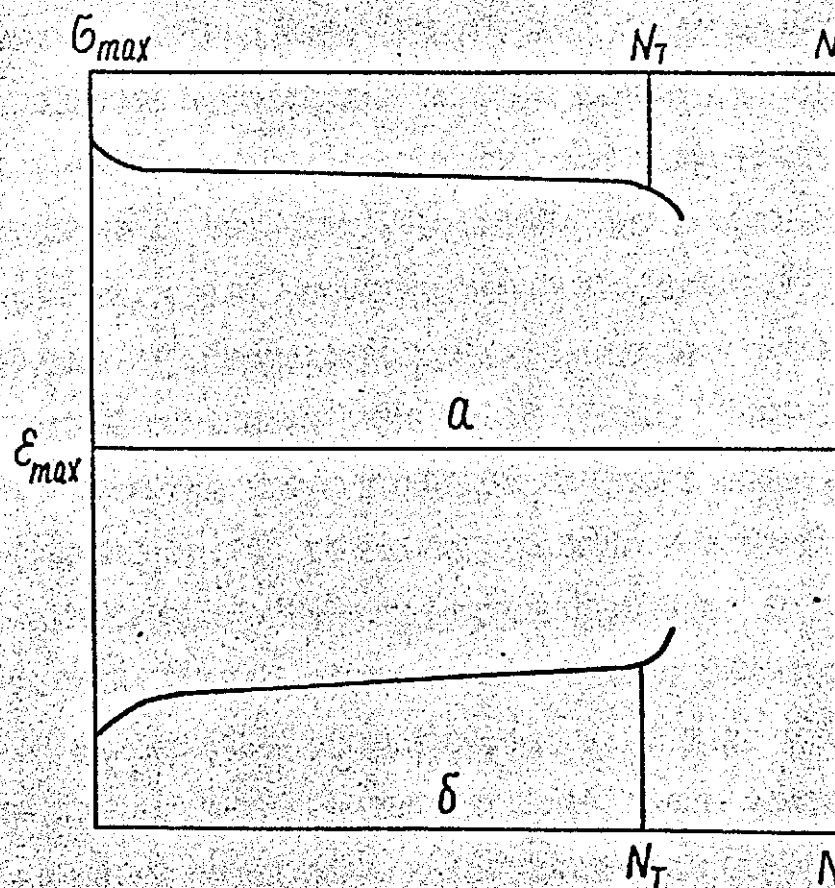


Рис. 2.4. Определение числа циклов нагружения по моменту образования трещины.

$a - \epsilon_a = \text{const}$; $\delta - \sigma_a = \text{const}$.

Здесь ε_{min} , ε_{max} — соответственно наименьшая и наибольшая продольная упругопластическая деформация цикла; σ_{min} ,

σ_{max} — соответственно наименьшее и наибольшее напряжение цикла. Частота нагружения, определяемая из условия отсутствия саморазогрева образца, находилась в пределах 0,1...0,5 Гц.

Циклическое нагружение, а также запись исходных петель гистерезиса в цифровом виде на внешнее запоминающее устройство проводили с использованием Мини-ЭВМ. Период между двумя последовательными записями изменялся в широком диапазоне. Одна запись включала в себя 2 цикла нагружения, при этом количество измерений находилось в пределах 200...400. Для визуального контроля нагружения, петли гистерезиса в координатах "усилие-продольная деформация", "усилие-поперечное сужение" записывали на двухкоординатный самописец типа 7004В (фирмы "Пакард").

Необходимо отметить, что в условиях жесткого нагружения наблюдали разрушение только усталостного типа и все представленные ниже результаты соответствуют долговечности до момента образования трещины. Момент образования трещины фиксировали не только визуально на поверхности образца, но и по экспериментальным диаграммам "максимальное усилие-число циклов нагружения" для жесткого нагружения и "максимальная деформация-число циклов нагружения" для мягкого нагружения. В первом случае появление усталостной трещины глубиной 0,5...1,2 мм характеризовалось более резким падением максимального усилия, а во втором — более резким увеличением максимальной деформации (рис. 2.4).

После окончания испытаний, обработку массивов исходных данных, записанных на магнитный диск, проводили с использованием прикладной программы *CYCLE*, разработанной на алгоритмическом языке Фортран (п. 2.8).

Указанная программа позволяет поциклово определять шири-

ну петли гистерезиса δ , максимальную и минимальную упругоэластическую, упругую и пластическую деформации, модуль упругости, пределы пропорциональности, предел текучести, максимальное и минимальное напряжение цикла, накопленную деформацию и площадь петли гистерезиса.

2.2. Образцы и формулы для определения коэффициентов интенсивности напряжений

Образцы для исследования трещиностойкости конструкционных материалов представлены на рис. 2.5 и 2.6.

КИН при внецентренном растяжении компактных образцов с трещиной (рис. 2.5) определяли по формуле / 20 /

$$K_I = \frac{P}{t\sqrt{b}} \cdot Y_1, \quad (2.1)$$

$$Y_1 = \sqrt{l/b} [29,6 - 185(l/b) + 655(l/b)^2 - 1017(l/b)^3 + 639(l/b)^4] \quad (2.2)$$

где P — усилие; t , b — соответственно толщина и ширина образца; L — длина трещины.

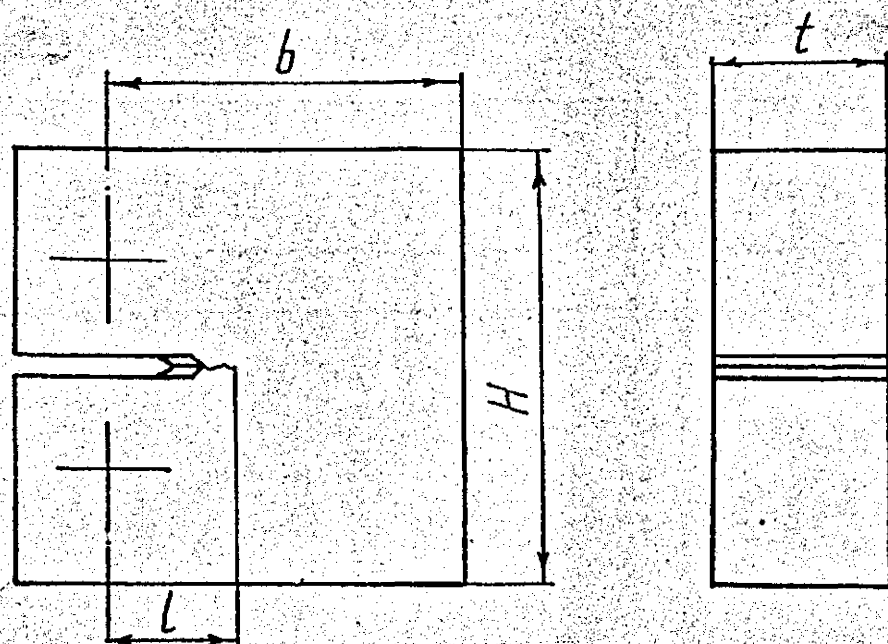
КИН при консольном изгибе образца с боковой трещиной (рис. 2.6а) определяли по формуле / 1 /

$$K_I = \frac{4,2M}{t \cdot b^{3/2}} \sqrt{\bar{l}^{-3} - L^3}, \quad (2.3)$$

где $\bar{l} = L/b$ — относительная длина трещины; $M = PL$ — изгибающий момент в плоскости трещины; P — усилие;

L — расстояние от линии действия силы до плоскости трещины.

Для расчета КИН при растяжении пластины с боковой односторонней трещиной при жесткой заделке концов (рис. 2.6,б) были использованы численные данные / 393 /²⁹⁶. В результате аппроксимации



Размеры, мм		
t	W	H
7,5	36	43
12,5	36 ✓	43
12,5 ✓	20 ✓	24
19	50	60
25	50	60
50	100	120

Рис. 2.5. Компактный образец для испытаний на трещиностойкость при внецентренном растяжении.

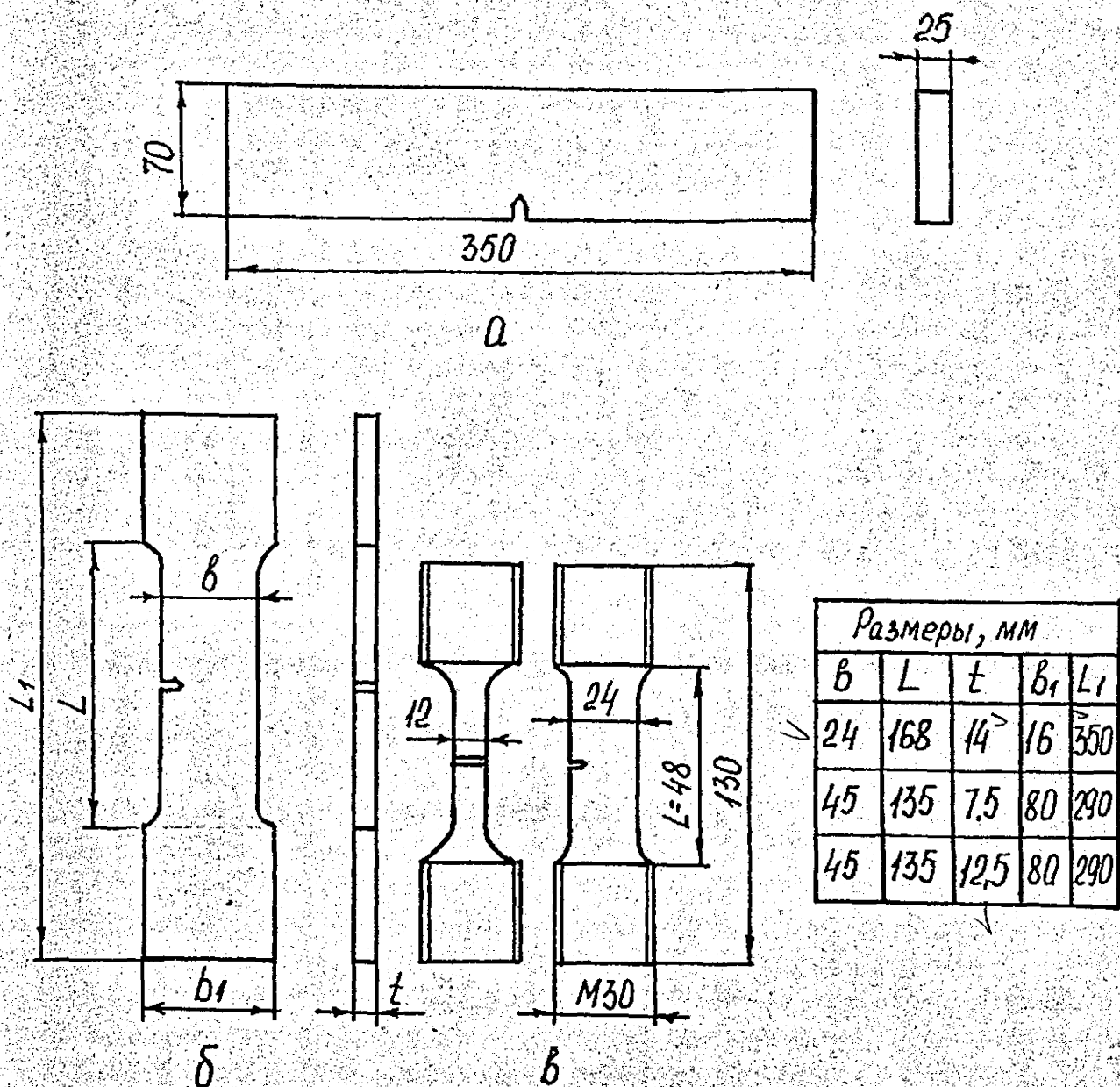


Рис. 2.6. Образцы для исследования трещиностойкости при консольном изгибе — а, одноосном растяжении плоских образцов с боковой трещиной — б, в.

Рис 40

такие численные значения для $L/b = 3$ (рис. 2.6,б), имеем

$$Y_2 = 0,3324 + 3,064(L/b) + 0,3186(L/b)^2 - 2,834(L/b)^3 + 4,802(L/b)^4 \quad (2.4)$$

где L — расстояние между захватами.

Для $L/b = 7$ (рис. 2.6,б)

$$Y_2 = 0,2954 + 3,925(L/b) - 3,786(L/b)^2 + 13,36(L/b)^3 - 7,031(L/b)^4 \quad (2.5)$$

Для $L/b = 2$ (рис. 2.6,в)

$$Y_2 = 0,2703 + 4,107(L/b) - 5,936(L/b)^2 + 6,276(L/b)^3 \quad (2.6)$$

КМН при расклинивании образца в виде двухконсольной балки (ДКБ) (рис. 2.7) с трещиной определяли по формуле / 399 /

$$K_I = K_{\text{ном}} / (0,2t_H/t + 0,8), \quad (2.7)$$

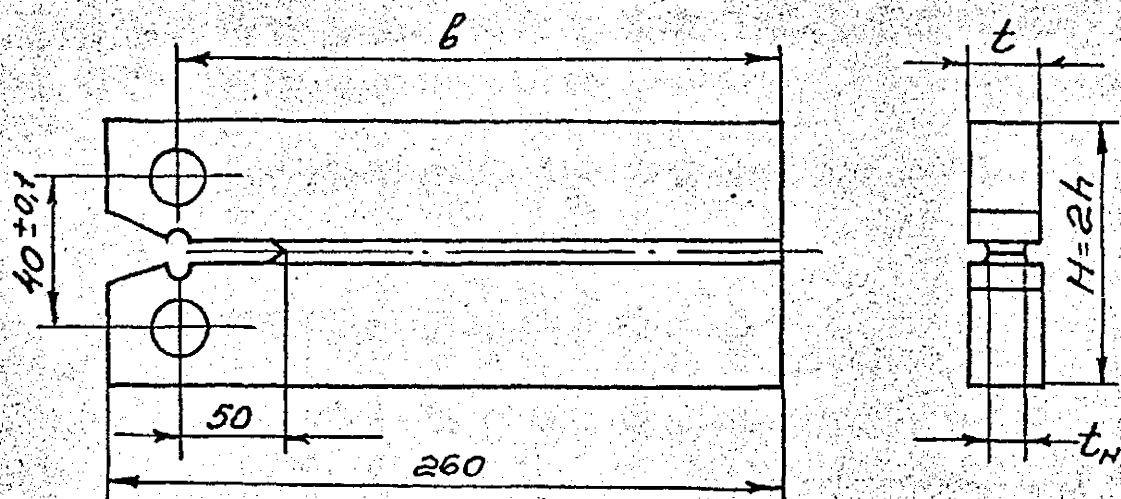
$$K_{\text{ном}} = Q \cdot L \sqrt{\frac{12}{t \cdot t_H \cdot h^3} \left[1 + 1,32 \frac{h}{L} + 0,542 \left(\frac{h}{L} \right)^2 \right]}, \quad (2.8)$$

где Q — сила расклинивающая образец; t_H — нетто толщина образца; h — половина высоты образца.

При одноосном растяжении цилиндрических образцов (рис. 2.1, а,б) с поверхностной трещиной (рис. 2.8,а) КМН определяли по формуле / 400 /

$$K_I = \sigma \sqrt{a} \cdot Y^{1/2}, \quad (2.9)$$

$$Y = A + Bx + Cx^2 + D_1x^3 + Fx^4 \quad (2.10)$$



b, mm	t, mm	t_n, mm	H, mm
245	25	16	60

Рис. 2.7. ДКБ образец с трещиной для испытания на расклинивание.

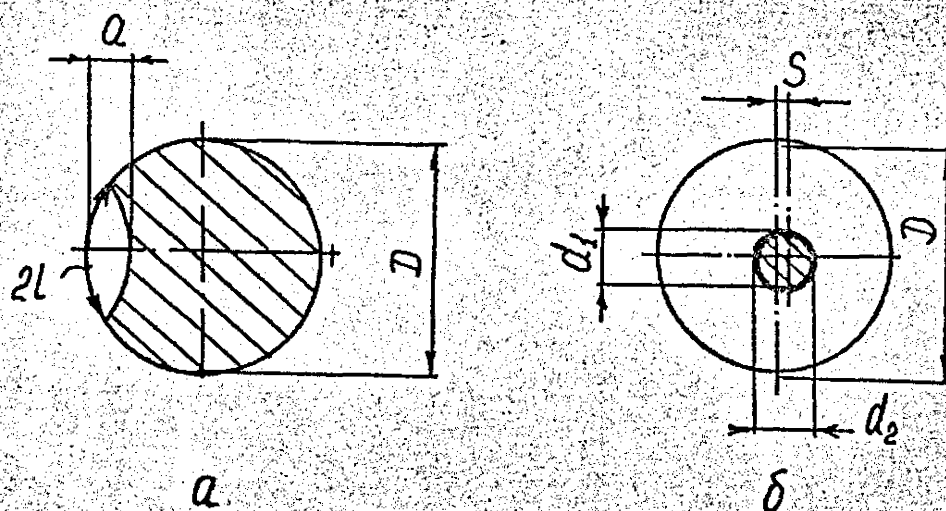


Рис. 2.8. Цилиндрические образцы при одноосном растяжении
а – поверхностная трещина; б – круговая трещина.

где σ — номинальное напряжение; a — длина трещины в радиальном направлении; $2l$ — длина трещины в окружном направлении. Коэффициенты полинома приведены в таблице 2.1. Здесь D — диаметр рабочей части образца.

При одноосном растяжении цилиндрических образцов (рис. 2.1, а, б) с круговой трещиной (рис. 2.8, б) КИН определяли по формуле / 21 /

$$K_I = \frac{P}{\sqrt{D^3}} \left(Y_2' + Y_2'' \right) \quad (2.11)$$

$$Y_2' = 6,53 \left[1 - 1,8167 \left(\frac{d}{D} \right) + 0,9167 \left(\frac{d}{D} \right)^2 \right], \quad (2.12)$$

$$Y_2'' = 3,1 \left(\frac{2s}{d} \right); 0,6D \leq d \leq D; 2s < 0,08d, \quad (2.13)$$

где $d = (d_1 + d_2)/2$; s — эксцентриситет.

Точность изготовления образцов (рис. 2.5-2.8), а также чистота поверхности соответствовала требованиям, изложенным в / 20, 21 /.

2.3. Методики исследования характеристик трещиностойкости материалов при статическом, циклическом и динамическом нагружении

Исследование характеристик вязкости разрушения при статическом нагружении проводили при внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 7,5...50 мм (рис. 2.5), одноосном растяжении плоских образцов с боковой трещиной толщиной 7,5...14 мм (рис. 2.6, б, в), а также одноосном растяжении цилиндрических (рис. 2.1, а, в) и корсетных образцов (рис. 2.1, б)

Таблица 2.1

Коэффициента полинома 4-й степени для расчета
КИН при одноосном растяжении цилиндрического
образца с поверхностной трещиной (формула (2.10))

a/l	Диапазон a/D	A	B	C	D_1	F
0,2	0-0,15	0,8609	1,353	-21,66	342,6	- 213,1
0,4	0-0,22	0,7029	-0,2503	10,09	-7,204	193,0
0,6	0-0,30	0,6580	-0,3245	5,641	-11,74	97,63
0,8	0-0,40	0,6129	-0,5543	9,008	-40,47	88,29
1,0	0-0,40	0,5049	0,5034	3,015	-19,32	33,33
1,2	0-0,40	0,4999	-0,2551	4,701	-25,83	43,52

с поверхностной (рис. 2.8,а) и круговой (рис. 2.8,б) трещиной. Указанные испытания осуществляли на электрогидравлической испытательной машине "Гидропульс 400 кН. Испытания на вязкость разрушения при консольном изгибе образцов с боковой трещиной (рис. 2.5,а) проводили на установке УИИ-02-04 (производства Института механики АН УССР, г.Киев) / 401 /.¹⁷¹

Исходные усталостные трещины создавали при коэффициенте асимметрии цикла нагружения $R = K_{min} / K_{max} > 0,1$ и частоте нагружения $f = 25...30$ Гц в соответствии с / 21³⁸ /. Здесь K_{min} , K_{max} — соответственно минимальный и максимальный КН цикла. В процессе статического нагружения при испытании на K_{Ic} записывали диаграмму нагрузка (P) — перемещение по линии действия силы (V). Обработку исходных диаграмм $P-V$ и определение статической вязкости разрушения K_{Ic} проводили в соответствии с / 21³⁸ /.

При проведении испытаний в диапазоне температур 293...623 К образец I (рис. 2.9) с захватами 2 помещался в разъемную электронагревательную печь 3, которая крепилась к колоннам испытательной машины. В качестве нагревателя использовалась нихромовая лента 4 сечением 1х8 мм, закрепляемая на боковых стенках печи. Для наблюдений за развитием усталостной трещины в стенке выполнено окно 5 из кварцевого стекла.

Тензометр для измерения перемещения по линии действия силы состоит из двух рычажных вилок 6 соединенных между собой упругими шарнирами, служащими для передачи перемещения за пределы печи, и тензодатчика 7 типа DSA 25/10 (фирма "Менк", ФРГ).

Раскрытие трещины при повышенной температуре измеряли с помощью тензометра раскрытия. Тензометр представляет собой две рычажные вилки 8 соединенные между собой упругими шарнирами 9. На рычаге со стороны вилки установлены конические иглы

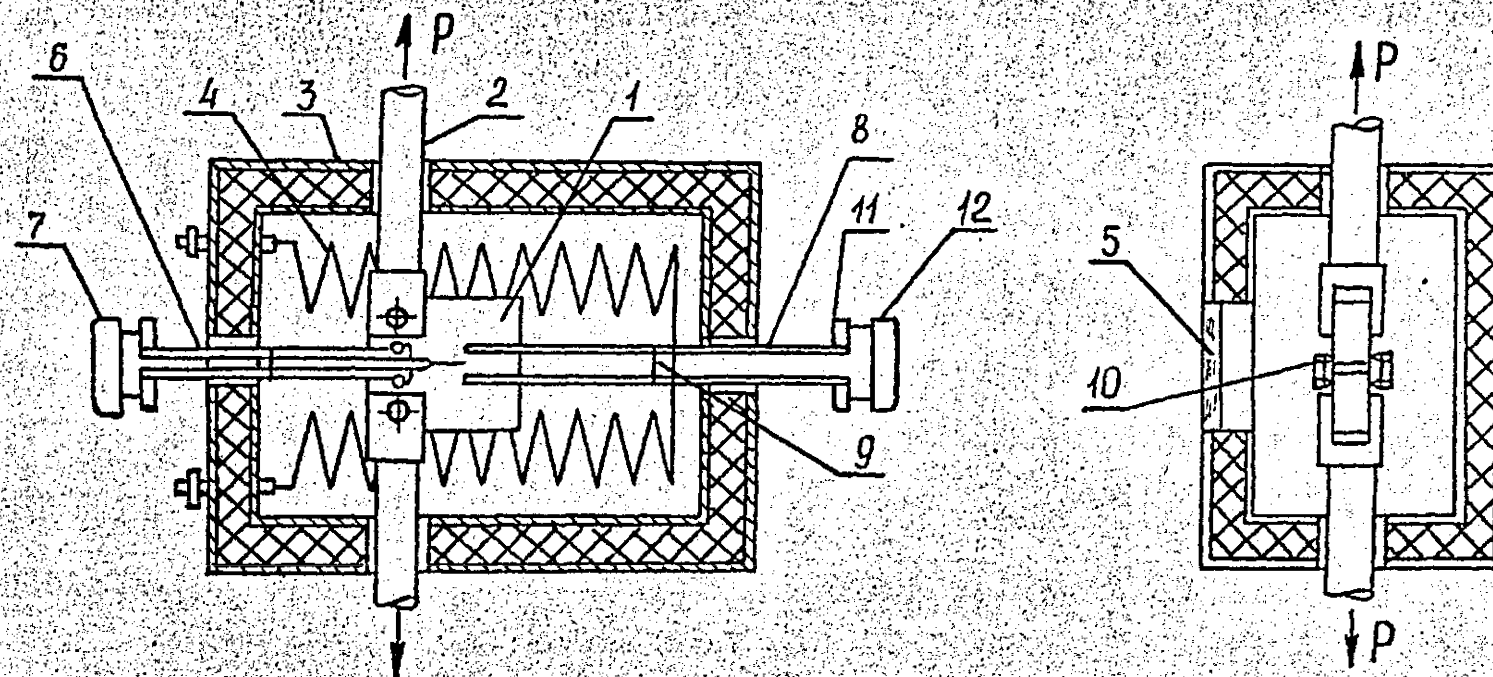


Рис. 2.9. Образец с печью при испытании на внецентренном растяжении.

10, на противоположном конце — цилиндрические штулки 11, на которых крепится датчик 12 типа DSR 10/5 (фирмы "Шени", ФРГ). Предварительно с обеих сторон образца на одинаковом расстоянии от его торцевой поверхности наносили конические лунки. Крепление тензометра на образце осуществлялось за счет упругой деформации элементов вилки. Для отжатия упругих элементов служат винты . В диапазоне перемещений 0...0,1 мм погрешность измерения не превышает 0,14 мкм.

В процессе испытаний на установке Гидропульс 400 кН, оснащенной управляющей лини-ЭВМ, производили запись измеряемых величин P и S на двухкоординатный самописец типа 7004В и внешнее запоминающее устройство (магнитный диск).

При проведении испытаний на статическую трещиностойкость в диапазоне температур 120...293 К использовали методики, предусматривающие установку контактных охладителей на образцы / 136, 133, 402 /.

Для проведения испытаний при температуре 77 К был разработан криостат (рис. 2.10). Криостат состоит из корпуса 1, изготовленного из нержавеющей стали, который помещен в теплоизолирующий кожух 2. Захваты 3 образца 4 соединены с титаном 5, который крепится в гидравлических захватах испытательной машины (на рис. не показано). Нижняя тяга вводится через фланец 6 в рабочий объем криостата и уплотняется фторопластовым кольцом 7 с регулируемым поджатием. Для устранения погрешности центровки тяги 5, а также возможных перекосов, тяги с захватами 3 соединены через шаровую опору 8. В одной из стенок выполнено окно 9, обеспечивающее возможность наблюдения за поверхностью образца. Для предотвращения образования изморози в процессе испытаний окно выполнено из двух кварцевых стекол с уплотнением 11 из вакуумной резины. Пространство между стеклами вакуумируется. Жидкий азот поступает в криостат через патрубок 12. Слив азота после пере-

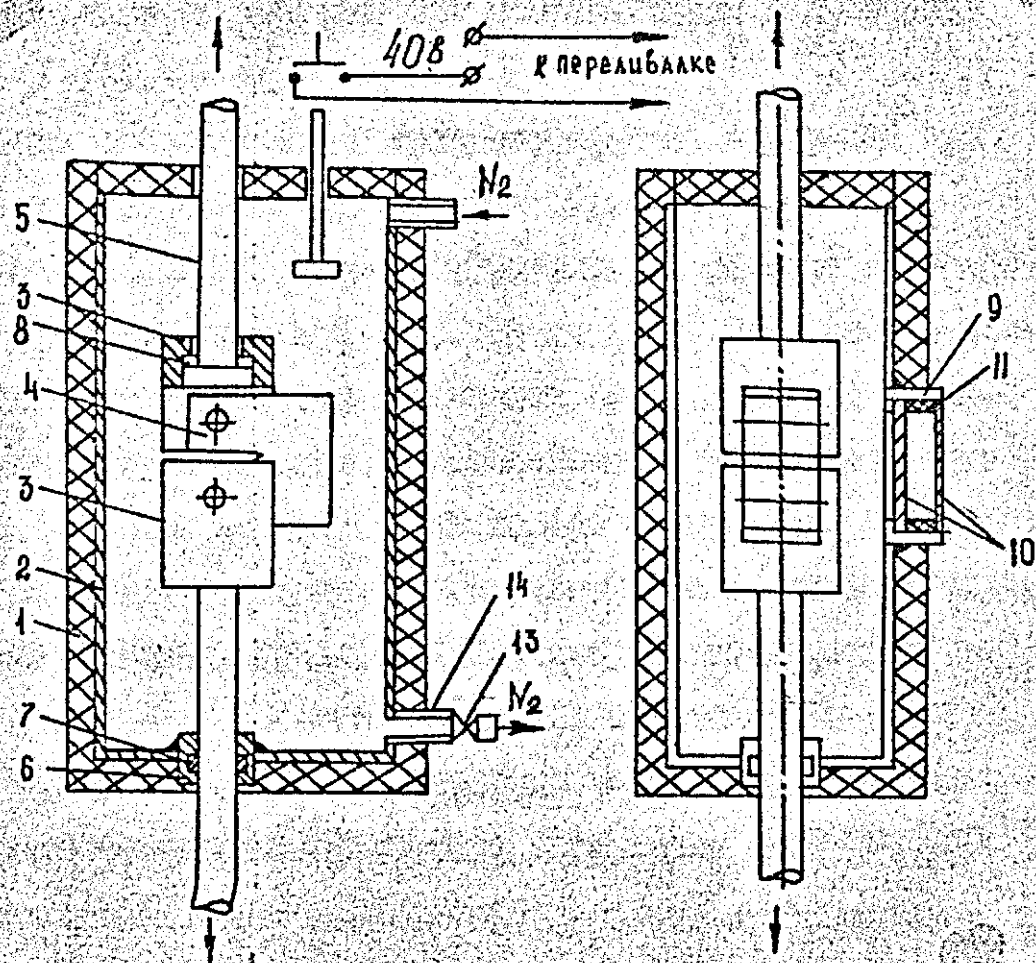


Рис. 2.10. Криокамера для испытания на трещиностойкость при температуре 77 К.

таний осуществляют вентилем 13 через патрубок 14. Азот в криостат поступает из сосудов Давара с помощью электрических переключателей / 402 /.

Динамическую вязкость разрушения при остановке быстро движущейся трещины определяют при раскалывании ДВБ образца (рис. 2.7) / 403, 404 /.

Испытания на циклическую трещиностойкость проводили при внецентричном растяжении композитных образцов толщиной 7,5...50 мм (рис. 2.5), одностороннем растяжении плоских образцов с боковой трещиной толщиной 7,5...14 мм (рис. 2.6,б,в), а также одностороннем растяжении цилиндрических (рис. 2.1,а,в) и корсетных (рис. 2.1,б) образцов с поверхностной и круговой трещиной (рис. 2.8) на испытательной машине Гидропульс 400 кН/404/. Исследование циклической трещиностойкости при консольном изгибе образцов с боковой трещиной (рис. 2.6,а) осуществляли на установке УИИ-02-04. Частота нагружения изменялась в диапазоне $f = 0,1...30$ Гц. При определении порогового коэффициента интенсивности напряжений частота нагружения была 40...60 Гц.

Выращивание исходной усталостной трещины, а также исследование скорости РУТ в пороговой и средней области ЛУР проводили в соответствии с рекомендациями / 30 /. Для определения длины трещины использовали микроскоп типа ИЭС-3, а также метод податливости / 163, 393, 446, 444, 445, 464 / 163, 405-406 /. В последнем случае обеспечивалась автоматизация испытаний по скорости РУТ. Метод податливости основан на измерении с помощью тензометрического экстензометра величины раскрытия усталостной трещины в процессе циклического нагружения.

Измерение раскрытия трещины (рис. 2.11) производилось на ветви разгрузки на ее линейном участке ($\sim 25\%$) от P_{max} . Предусмотрена временная задержка $\tau = 2...5$ с. на площадке измерения V или уменьшение частоты нагружения с 10...20 Гц

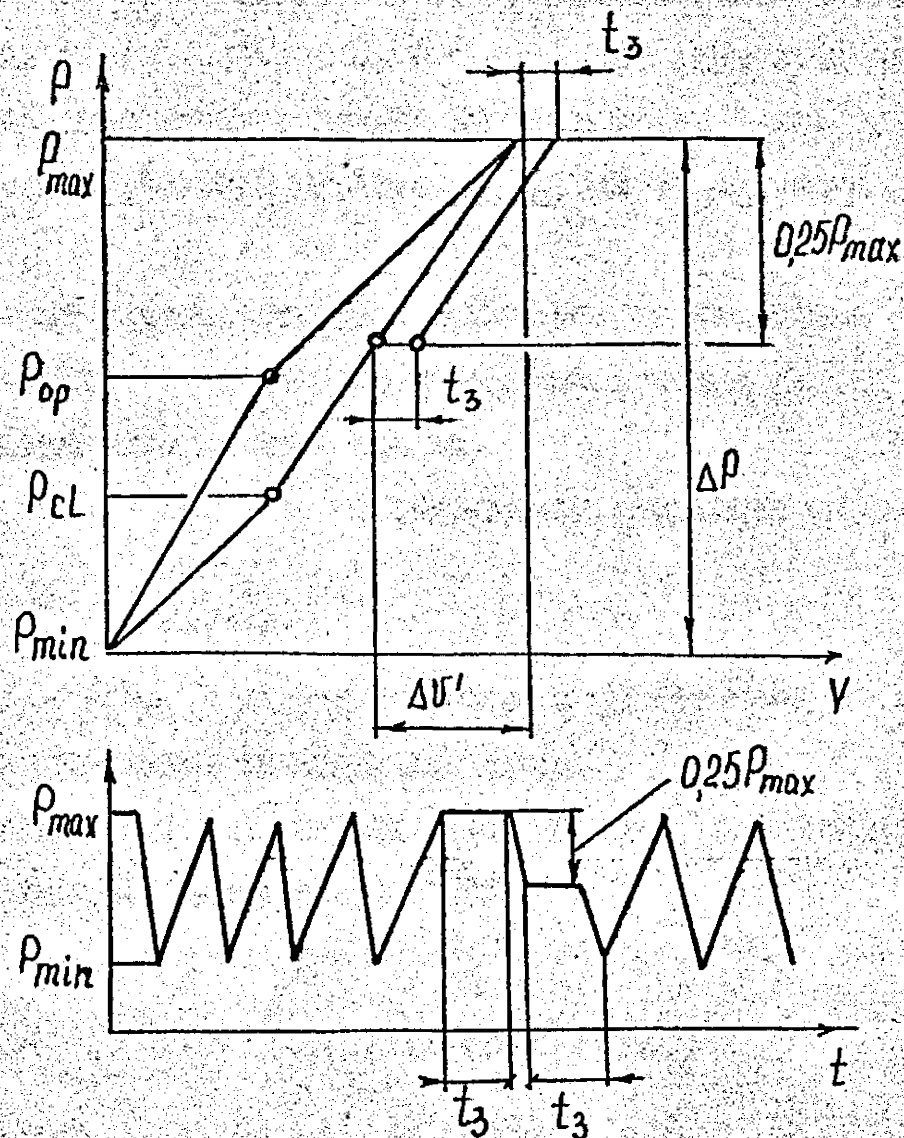


Рис. 2.И. Зависимость $P-V$ - а и $P-t$ - б при циклическом нагружении и в процессе измерения раскрытия трещины.

до $1 \dots 0,1$ Гн.

В этом случае предполагается, что закрытие трещины будет отсутствовать, т.е. $P_{cl} < 0,75 P_{max}$. При этом точность измерения раскрытия трещины должна быть не менее 1 мкм при величине раскрытия $0,1 \dots 0,2$ мм (т.е. $1 \dots 1,5\%$ от величины раскрытия).

Измерение координаты сечения, в котором производится изменение раскрытия по отношению к вершине трещины должно выполняться с точностью не ниже $0,1$ мм.

Пересчет $\Delta V'$ в ΔV производился следующим образом

$$\Delta V = \frac{\Delta P}{0,25 P_{max}},$$

где $\Delta P = P_{max} - P_{min}$ размах нагрузки в цикле; P_{min} , P_{max} — минимальная и максимальная нагрузка цикла.

Длину трещины для компактного образца (рис. 2.5) определяли по эмпирической зависимости / 407 /

$$l/b = C_0 + C_1(u_x) + C_2(u_x)^2 + C_3(u_x)^3 + C_4(u_x)^4 + C_5(u_x)^5 \quad (2.14)$$

где
$$u_x = \frac{1}{(t E \Delta V / \Delta P)^{1/2}}, \quad (2.15)$$

C_0 , C_1 , $C_2 \dots$ коэффициенты регрессии.

Автоматизация испытаний по скорости РУТ с использованием метода податливости выполнена на испытательной машине Гидро-пульс 400 кН с управляющей Мини-ЭВМ. При этом возможна реализация трех режимов испытаний: а) при ^{уменьшающейся} ~~непрерывной~~ амплитуде нагружения; б) с понижением, а затем повышением амплитуды нагружения; в) с повышением амплитуды нагружения (рис. 2.12). Изменение амплитуды нагрузки при указанных режимах нагружения производится в соответствии с рекомендациями / 20 /.

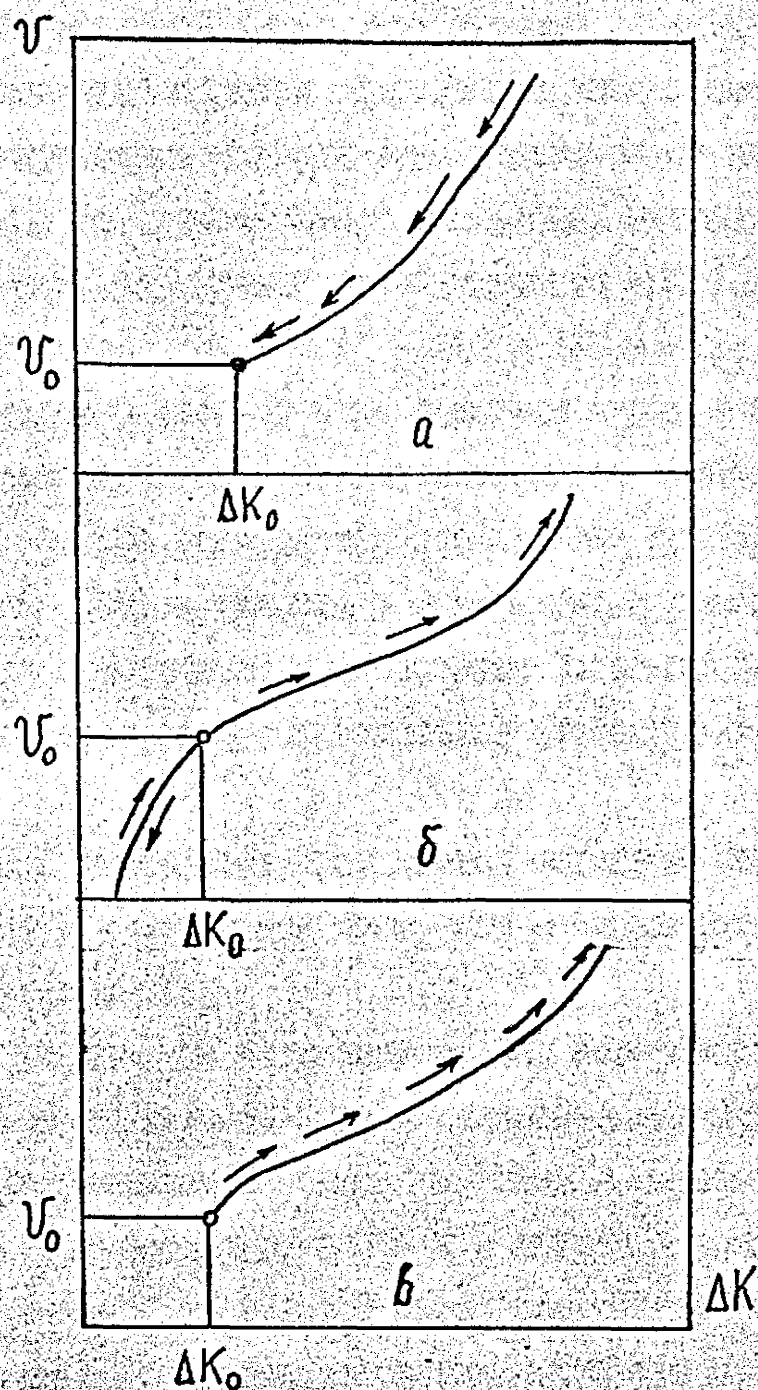


Рис. 2.12. Режимы испытаний по скорости РУТ с
 повышением — а; понижением, а затем повышением — б;
 повышением амплитуды нагружения в цикле — в.

рис 45.сдв

На рис. 2.13 показана блок-схема системы управления из измерения. Стандартный образец закреплен в зажим испытательной машины 2, управление которой осуществляется от аналоговой системы электронного управления 3 и цифровой вычислительной машины 4. Программа управления вырабатывается ЭВМ 4 и через интерфейс 5 (типа *RHW 6.1*) с АУП и ЦАП в виде напряжения $\pm 10В$ поступает в систему 3 на задатчик и регулятор 6 (типа 311), где сравнивается с сигналом обратной связи от тензодинамометра 7, который усиливается нормирующим преобразователем 8 (типа *MV-318*) и разность в виде сигнала рассогласования поступает на сервоклапан гидропривода 9, который развивает заданное усилие, дросселируя поток масла от напорной гидростанции 10.

В интерфейс 5 также поступает сигнал обратной связи от тензодинамометра 7 и благодаря этому ЭВМ и осуществляет контроль процесса управления.

На образце установлен экстензометр 11, который измеряет раскрытие берегов надреза 4. Сигнал измерения усиливается нормирующим преобразователем 12 (типа *MV-318*) и через интерфейс 13 (типа *RHW 6.1*) поступает в ЭВМ 4 и цифровой вольтметр 14. ЭВМ 4 в соответствии с программой производит численное интегрирование, измеряет и обрабатывает сигнал $\sqrt{\quad}$ и производит все необходимые вычисления длины усталостной трещины с выводом данных на дисплей и цифропечать.

В целом различие данных о длине трещины, полученных с помощью комплекса с визуальным наблюдением не превышает 0,5 мм, а с усредненной длиной трещины, учитывающей форму ее фронта, 0,2 мм.

Описание программного комплекса изложено в п. 2.8.

Известно, / 136 /, что для некоторых материалов при скорости РУТ соответствующей правому участку ДУР имеет место нес-

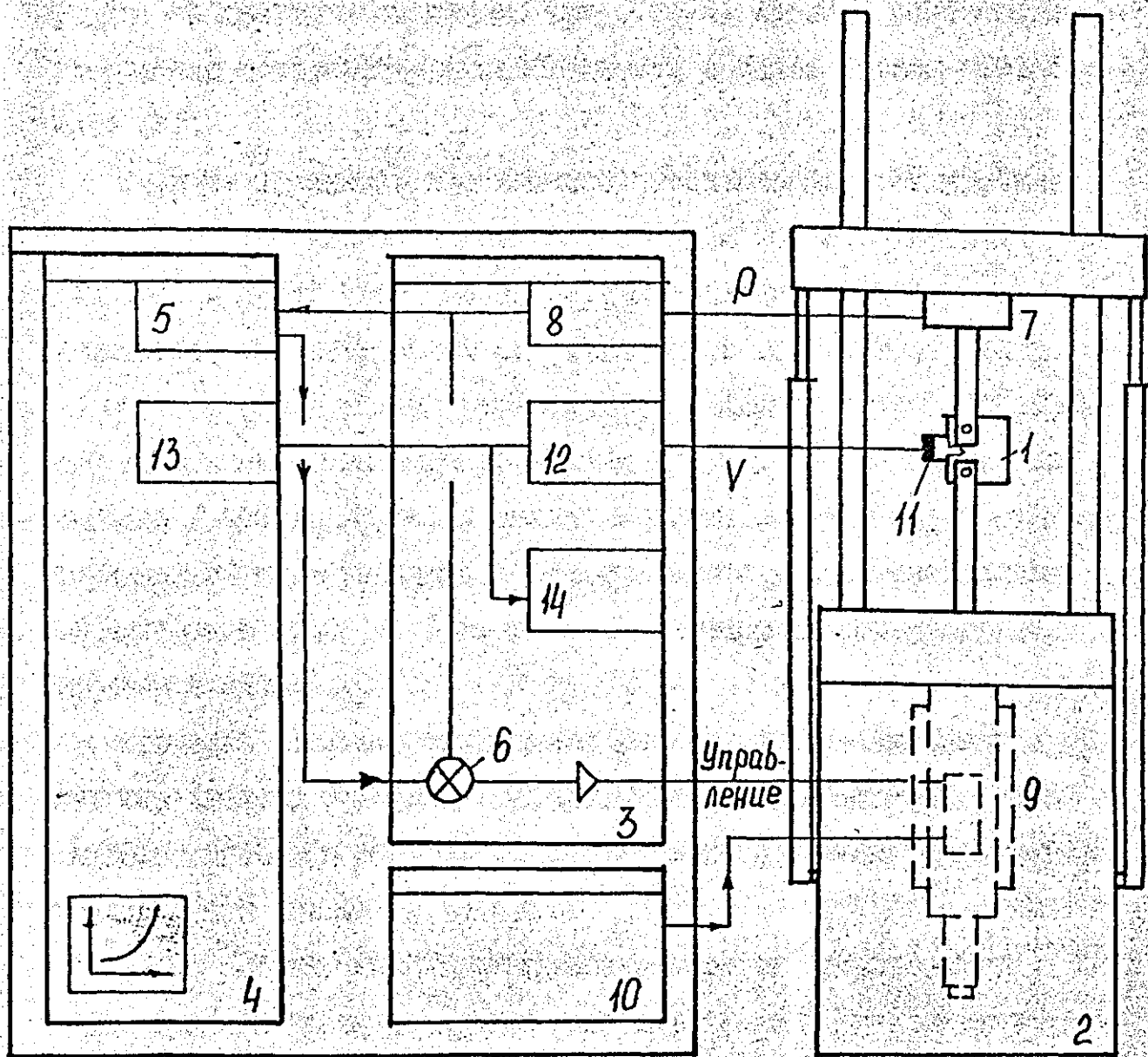


Рис. 2.13. Блок-схема системы измерения и управления.

Рис 45 corr

стабильный РУТ. Чередование стабильного и нестабильного (хрупкими скачками) РУТ происходит вплоть до полного разрушения образца. На приведенном изломе (рис. 2.14) светлая поверхность разрушения соответствует стабильному, а более темная нестабильному РУТ.

Следует отметить, что вначале нестабильного РУТ хрупкие скачки трещины весьма незначительны (десятые и сотые доли миллиметра) и могут происходить внутри образца без выхода на поверхность, что затрудняет их регистрацию визуально, а также на слух. Поэтому для их регистрации предложен способ непрерывной записи максимального раскрытия трещины δ_{max} вблизи ее вершины / 409 /. Хрупкому скачку трещины соответствует скачкообразное за цикл увеличение максимального раскрытия трещины на диаграмме $\delta_{max} - t$ (здесь δ_{max} — максимальное раскрытие трещины в цикле).

Проверка показала совпадение результатов регистрации хрупких скачков трещины, полученных с использованием предложенного способа, и метода, основанного на измерении параметров акустической эмиссии / 410 ³ /.

После окончательного разрушения образца производится идентификация номеров хрупких скачков трещины на изломе образца со скачкообразным изменением максимального раскрытия трещины на диаграмме $\delta_{max} - t$. Скорость стабильного подрастания трещины между скачками вычисляли в соответствии с / 139, 305 ¹³⁹ /.

За характеристику циклической вязкости разрушения $(K_{fc}^1)_{min}$ принимают наименьшее значение критического КИН K_{fc}^1 по результатам испытаний 3-4 образцов (здесь K_{fc}^1 характеристика соответствующая первому скачку трещины, полученному при постоянной амплитуде нагрузки).

Характеристику K_{fc}^k , соответствующую динамической вязкости разрушения материала, определяли по зависимости размера

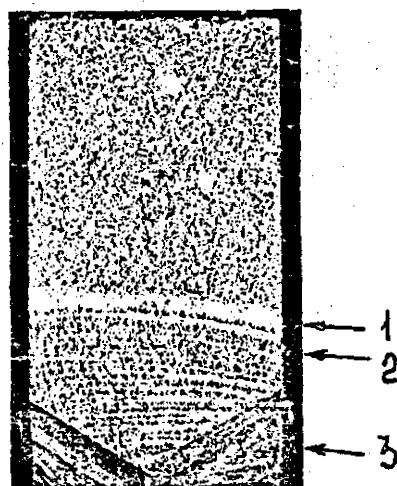


Рис. 2.14. Излом образца из стали 15Х2НМФА при 213 К при нестабильном РУТ. - 1 стабильный рост; 2 - нестабильный; 3 - надрез.

хрупкого скачка трещины ΔL_c^i от K_{fc}^i , которая в двойных логарифмических координатах до определенного уровня K_{fc}^i может быть аппроксимирована линейно (индекс i — соответствует i -му скачку трещины). Характеристика K_{fc}^k соответствует значению K_{fc}^i при котором происходит отклонение экспериментальных данных вверх от указанной линейной зависимости / 305 /.

Если отсутствует скачкообразное развитие трещины усталости, и полное разрушение происходит после первого скачка трещины, то определяют только циклическую вязкость разрушения для выбранного режима нагружения / 305 /.

Для исследования циклической трещиностойкости материалов в диапазоне температур 77...623 К использовали методики охлаждения и нагрева применяемые для испытания на вязкость разрушения при статическом нагружении.

Раскрытие трещины при статическом и циклическом нагружении измеряли с помощью тензометра раскрытия (рис. 2.15) / 411 /.

Тензометр, аналогичен описанному выше (рис. 2.9), представляет собой две рычажные вилки I соединенные между собой упругими шарнирами 2. На рычаге со стороны вилки установлены штифты 3, на противоположном конце — цилиндрические втулки 4 на которых крепятся датчики 5 типа DSA 25/10 (фирмы "Менз", ФРГ). Предварительно с обеих сторон образца 6 на одинаковом расстоянии от его торцевой поверхности и симметрично относительно предполагаемой плоскости развития трещины наносили конические лунки 7. Крепление тензометра на образце осуществлялось за счет упругой деформации элементов 8 вилки. Для отжатия упругих элементов 8 служат винты 9. В диапазоне перемещений 0...0,25 мм погрешность измерения составляет 0,25 мкм. Нагружение образца проводили на машине "Гидропульс 400 кН" от управляющей мини-ЭВМ GA 16/240 с одновременной записью измеряемых величин нагружения (P) — раскрытия трещины (δ) на внешнее запоминающее

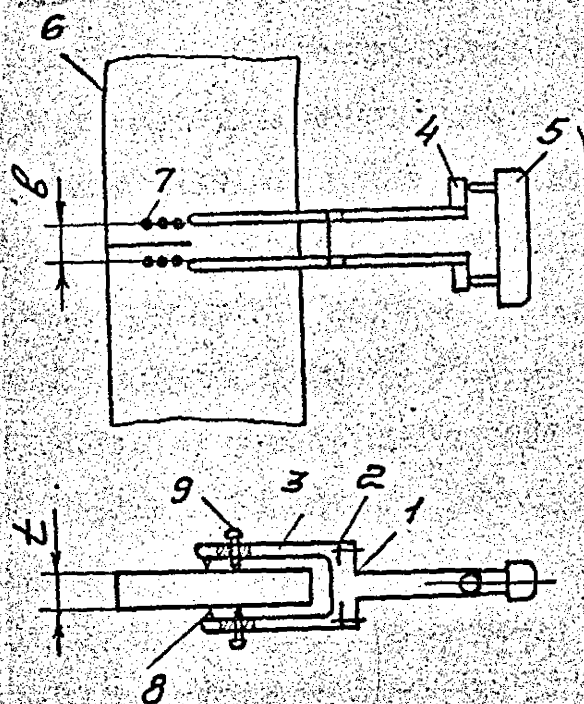


Рис. 2.15. Тензометр измерения раскрытия вершины трещины.

устройство (магнитный диск). После завершения циклического нагружения и записи на диск, данные обрабатывались на Мини-ЭВМ GA I6/240 с помощью программы *CLOSUR* разработанной на алгоритмическом языке Фортран. Блок-схема программы приведена на рис. 2.16, графическое изображение процесса итерации при нахождении нагрузки при которой происходит открытие (закрытие) трещины - на рис. 2.17. Указанная программа позволяет определять следующие параметры при циклическом нагружении образца с трещиной: наименьшее и наибольшее значения цикла, размах и эффективный размах КИН (K_{min} , K_{max} , ΔK , ΔK_{eff}), наименьшее и наибольшее значение, и размах раскрытия трещины (δ_{min} , δ_{max} , $\Delta \delta$). При определении нагрузки открытия трещины P_{op} использована методика расчета, основанная на методе последовательных приближений / 405 /. Длина трещин определялась на полированной поверхности образца с помощью оптического микроскопа типа МВС-9 с точностью не менее 0,014 мм. При расчете КИН, а также определении расстояния до вершины трещины ($z = l - l_T$) использовалась средняя длина трещины (замер производили на инструментальном микроскопе в трех сечениях после разрушения образца). Здесь l_T - расстояние от торцевой поверхности (со стороны надреза) до точек установок тензометра раскрытия. Расстояние l_T определяли до эксперимента на инструментальном микроскопе с точностью не ниже 0,01 мм.

На рис. 2.18 приведены схематические диаграммы для стали I5X2MFA(I) и I5X2MFA(III) вблизи вершины трещины при различном уровне наибольшей нагрузки в цикле (P'_{max} , P''_{max} , P'''_{max}). Для стали I5X2MFA(III) диаграмму $P-\delta$ можно представить в виде двух прямолинейных участков oa и aa''' , имеющих соответственно угол наклона α и β к оси абсцисс. В соответствии с алгоритмом расчета, приведенным выше, за нагрузку раскрытия трещины принимали значение P_{op} , соответствующее ординате точки

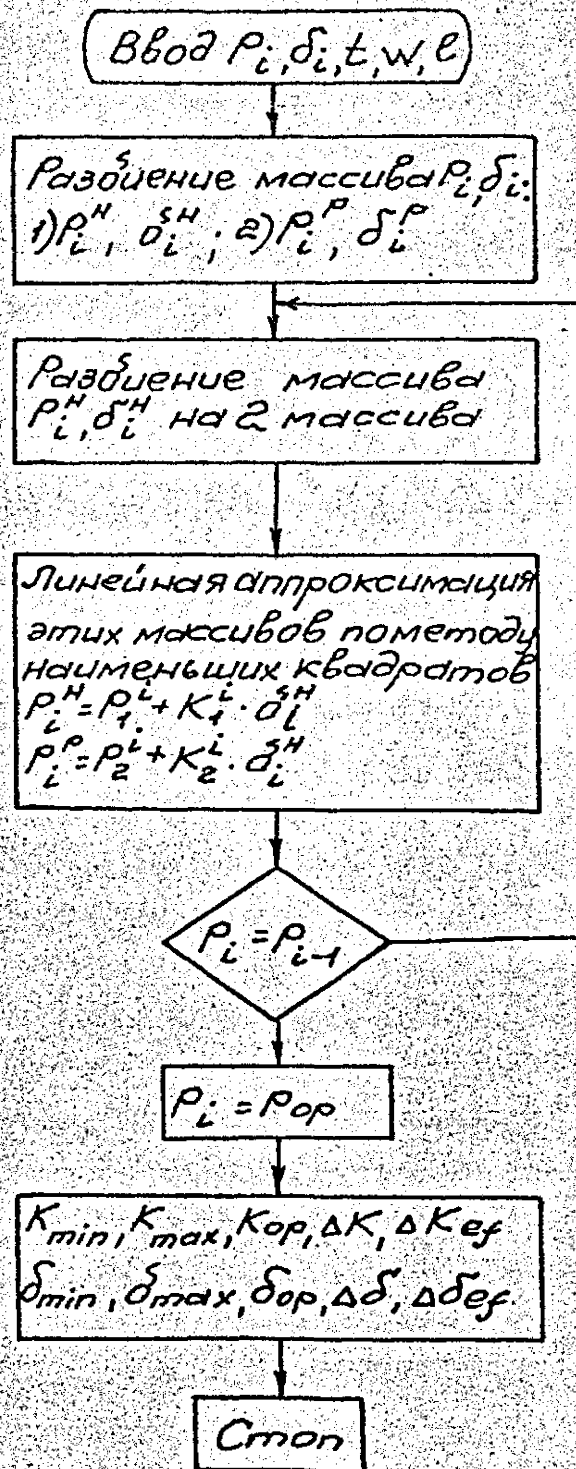


Рис. 2.16. Блок-схема расчета параметров трещины при циклическом нагружении.

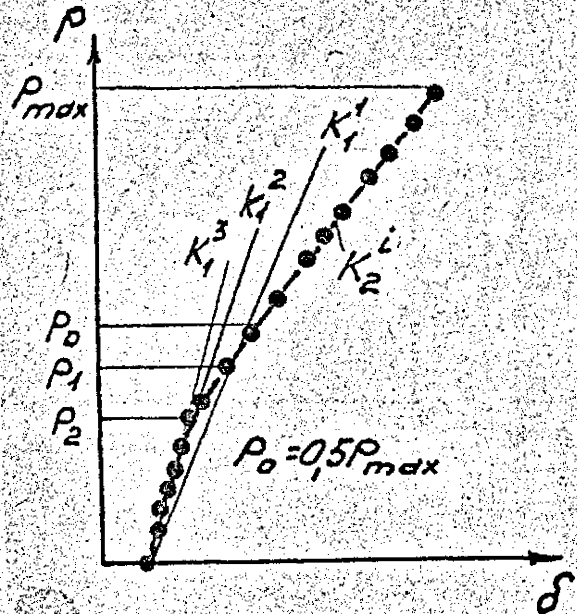
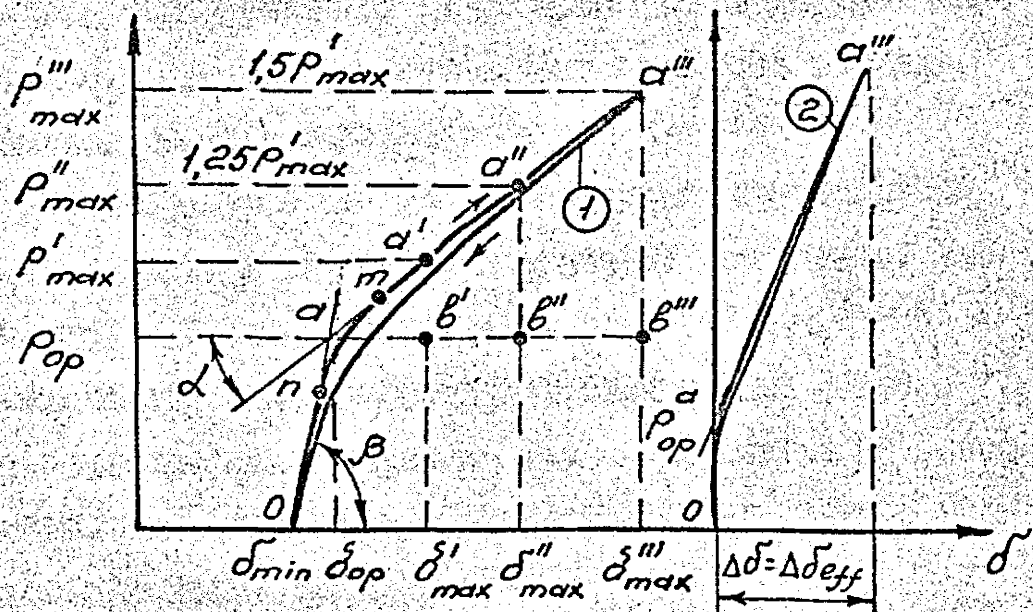
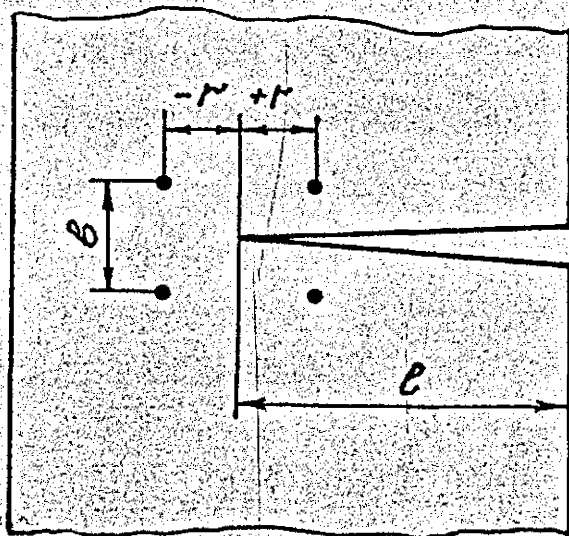


Рис. 2.17. Графическое представление определения нагрузки открытия трещины $P_{ор}$.



a



б

Рис. 2.18. Диаграммы $P - \delta$ для стали 15X2MΦA(III) - I и 15X2MΦA(I) - 2 (a); изображение вершины трещины - (б).

a — пересечения прямых oa и aa''' , описываемых уравнениями регрессии для массива точек (P, δ) , находящихся в области выше и ниже P_{op} . Абсцисса точки A соответствует перемещению δ_{op} , измеренному на расстоянии z от вершины трещины (рис. 2.16), при котором происходит раскрытие вершины.

Размах раскрытия трещины определяется как: $\Delta\delta = \delta_{max} - \delta_{op}$

Для стали 15Х2МФА(1) участок oa практически вертикальный (рис. 2.18, а, диаграмма 2), и P_{op} определяли графически, как показано на рис. 2.18, а. В этом случае, $\delta_{op} = 0$ и $\Delta\delta = \Delta\delta_{eff}$ ¹⁵⁶. Правомерность такого подхода обосновывается в ряде работ / 77, 405 ⁴⁴⁶ / и определяемое таким образом K_{op} ¹⁵⁶ экстрагируется как среднее минимальное значение КМН при котором трещину следует считать раскрытой по всему фронту / 77 /.

Из рис. 2.18 также следует, что для стали 15Х2МФА(1) и 15Х2МФА(II) при фиксированной длине трещины увеличение P_{max} от P'_{max} до $1,5 P'_{max}$ не изменяет значения P_{op} . Эффективный размах КМН определяли по формуле

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (2.16)$$

Из геометрических соображений (рис. 2.18)

$$\operatorname{ctg} \alpha = \frac{ab'}{a'b'} = \frac{ab''}{a''b''} = \frac{ab'''}{a'''b'''} = \frac{\Delta\delta'}{\Delta K'_{eff}} = \dots = \frac{\Delta\delta'''}{\Delta K'''_{eff}} \quad (2.17)$$

Таким образом, независимо от уровня K_{max} (в случае прямолинейного участка aa''' диаграмм I и 2) для фиксированных длины трещины и расстояния до ее вершины на контуре трещины выполняется условие постоянства отношения $\Delta\delta / \Delta K_{eff}$

Увеличение расстояния между точками измерения b , (базы измерения) от 2,5 до 6,4 мм практически не влияет на зависи-

мость $K_{op}-z$ для стали 15Х2МФА(III) при изменении z от 0,8 до 4 мм (точки 1-3, рис. 2.19). Из рис. 2.19 также следует, что в обеих сталях при различных уровнях K_{max} , величина K_{op} определяемая в диапазоне $-0,8 \leq z \leq 1,4$ мм, является постоянной. При увеличении расстояния от вершины трещины ($z > 1,4$ мм) K_{op} уменьшается. Таким образом, то обстоятельство, что величина КИН, при которой происходит раскрытие вершины трещины, не зависит от базы измерения, а также расстояния до вершины трещины в определенном диапазоне его изменения, упрощает методику измерения K_{op} , поскольку нет необходимости записывать диаграммы $P-\delta$ в вершине или на строго одинаковом расстоянии от вершины трещины. При одинаковых значениях $K_{max} \approx 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ раскрытие вершины трещины происходит раньше в более пластичном материале (сталь 15Х2МФА(I)), K_{op} которой в 1,5 раза меньше, чем в стали 15Х2МФА(III).

База измерения оказывает влияние на зависимость размаха раскрытия трещины от расстояния z (рис. 2.19). С увеличением b от 2,5 до 6,4 мм размах раскрытия $\Delta\delta$ для стали 15Х2МФА(I) увеличивается в 1,1...3 раза в зависимости от расстояния до вершины трещины. Причем по мере приближения к вершине трещины влияние базы измерения на величину $\Delta\delta$ возрастает. Здесь также (рис. 2.19) приведена зависимость $\Delta\delta$ от расстояния до вершины трещины. Характер изменения δ_{op} от z аналогичен зависимости $\Delta\delta-z$. Детальный анализ указанных зависимостей показывает, что абсолютная разница в размахе $\Delta\delta$ при различной базе измерения обусловлена изменением δ_{op} . Рост же δ_{op} с увеличением базы измерения может быть объяснено следующим образом. При нагружении образца с трещиной до нагрузки ниже P_{op} вследствие наличия остаточных сжимающих напряжений вблизи вершины трещины, берега ее остаются сжатыми. Поэтому деформирование части образца с трещиной между точками измере-

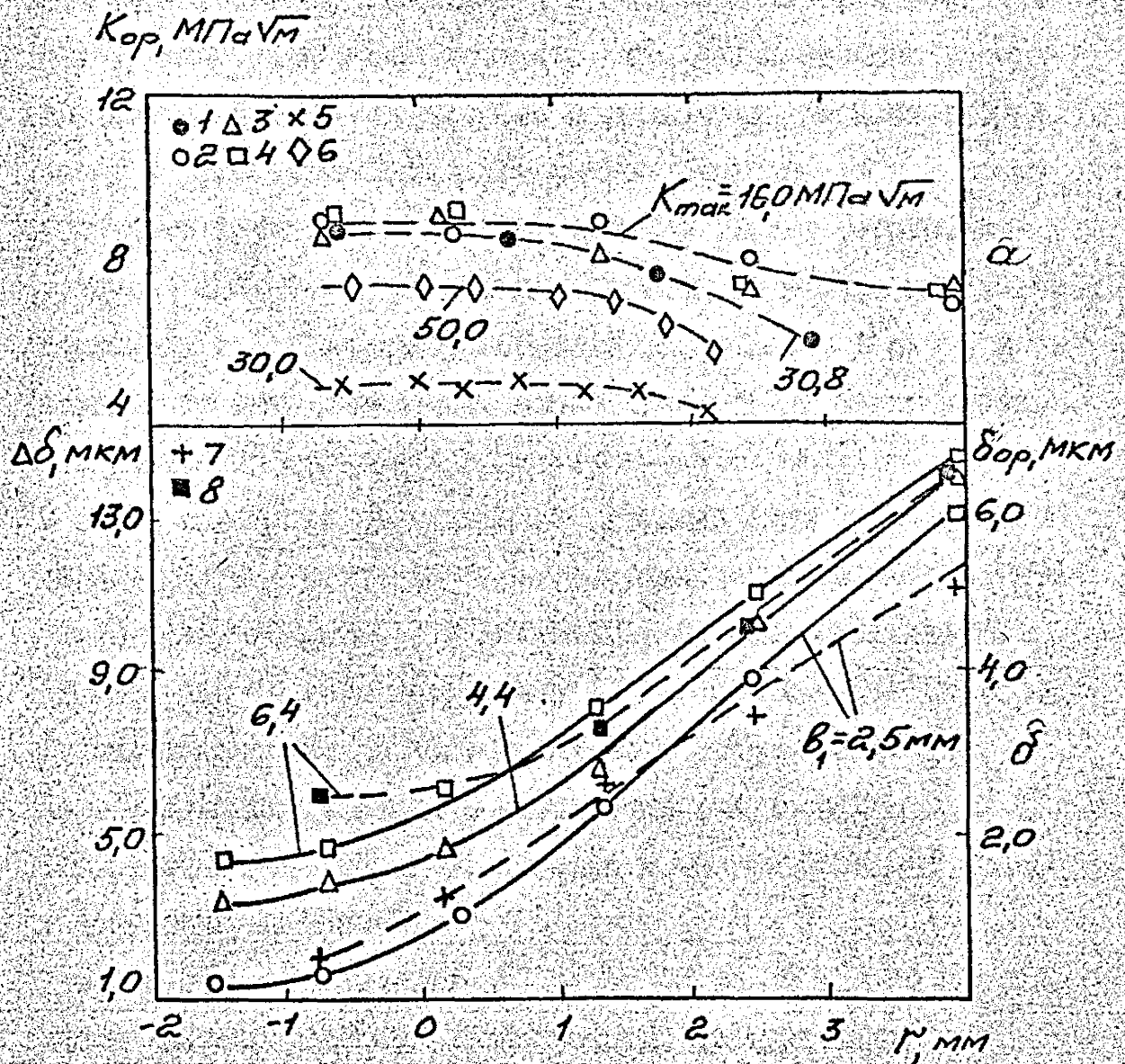


Рис. 2.19. Влияние расстояния от вершины трещины на величину K_{op} - а, перемещения δ_{op} и размах раскрытия $\Delta\delta$ - б;
 сталь 15Х2МФА(I), $t = 25 \text{ мм}$ (5,6),
 сталь 15Х2МФА(III), $t = 7,5 \text{ мм}$ (1-4,7,8) при базе измерения $b_1 = 2,5$ (1,2,5-7), 4,4 мм (3) и 6,4 мм (4,8): 1 - $L = 31,5 \text{ мм}$, $K_{\max} = 30,8 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$; 2,4,7,8 - $L = 14,09 \text{ мм}$, $K_{\max} = 16 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$, 5 - $K_{\max} = 30 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$; 6 - $K_{\max} = 50 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$.

ния (база измерения) при наличии контакта ее берегов можно рассматривать как упругое деформирование сплошного образца. В этом случае увеличение базы измерения приводит к увеличению абсолютной деформации растяжения, а следовательно, и величины δ_{op} . В заключение можно отметить, что при измерении раскрытия трещины необходимо стремиться к уменьшению базы измерения, поскольку в противном случае измеренное перемещение не соответствует перемещению берегов трещины. Кроме этого, использование $\Delta \delta = \delta_{max} - \delta_{min}$ на наш взгляд, не вполне обосновано, поскольку в эту величину входит и перемещение δ_{op} , которое зависит от базы измерения. Более правомерным будет использование раскрытия трещины в виде $\Delta \delta = \delta_{max} - \delta_{op}$.

С целью апробации предложенной методики были проведены исследования влияния величины K_{max} в процессе роста усталостной трещины в стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) на КИН. Скорость РУТ исследовали при частоте нагружения 15 Гц. Как следует из анализа результатов (рис. 2.20), увеличение K_{max} от 10 до 70 МПа $\sqrt{м}$ приводит сначала к уменьшению K_{op} в стали 15Х2МФА(I) от 6 до 4 МПа $\sqrt{м}$, а затем к его монотонному увеличению до уровня 10 МПа $\sqrt{м}$.

В то же время увеличение K_{max} от 20 до 33 МПа $\sqrt{м}$ практически не влияет на K_{op} более прочной, по сравнению с 15Х2МФА(I), стали 15Х2МФА(III). Следует отметить, что в работе / 412 / также получена инвариантность K_{op} к максимальному значению КИН для стали JISSN CM3 ($\sigma_{q2} = 951$ МПа) и конструкционной малоуглеродистой стали JISSM41B ($\sigma_{q2} = 274$ МПа).

Проведены исследования влияния расстояния от вершины трещины на величину ее раскрытия в стали 15Х2МФА(II) при различных значениях K_{max} . Как следует из анализа представленных результатов (рис. 2.21, а), рост максимального КИН K_{max} приводит к увеличению раскрытия трещины δ и угла раскрытия. В то же время, если указанные данные представить в виде отношения

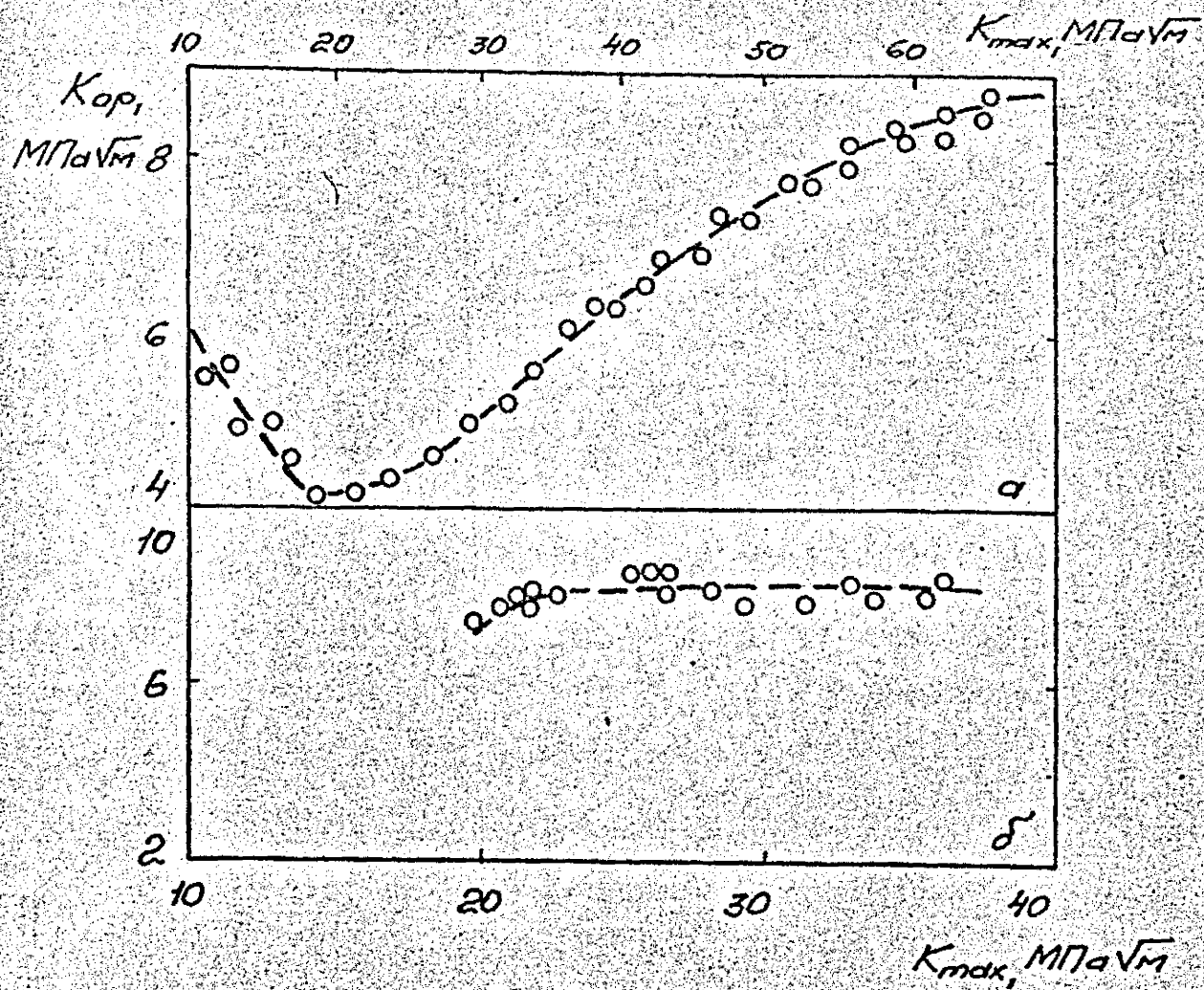


Рис. 2.20. Влияние уровня K_{max} в процессе роста усталостной трещины на K_{op} при $R = 0$ и базе измерения 2,5 мм I5X2MFA(I) – а; I5X2MFA(III) – б.

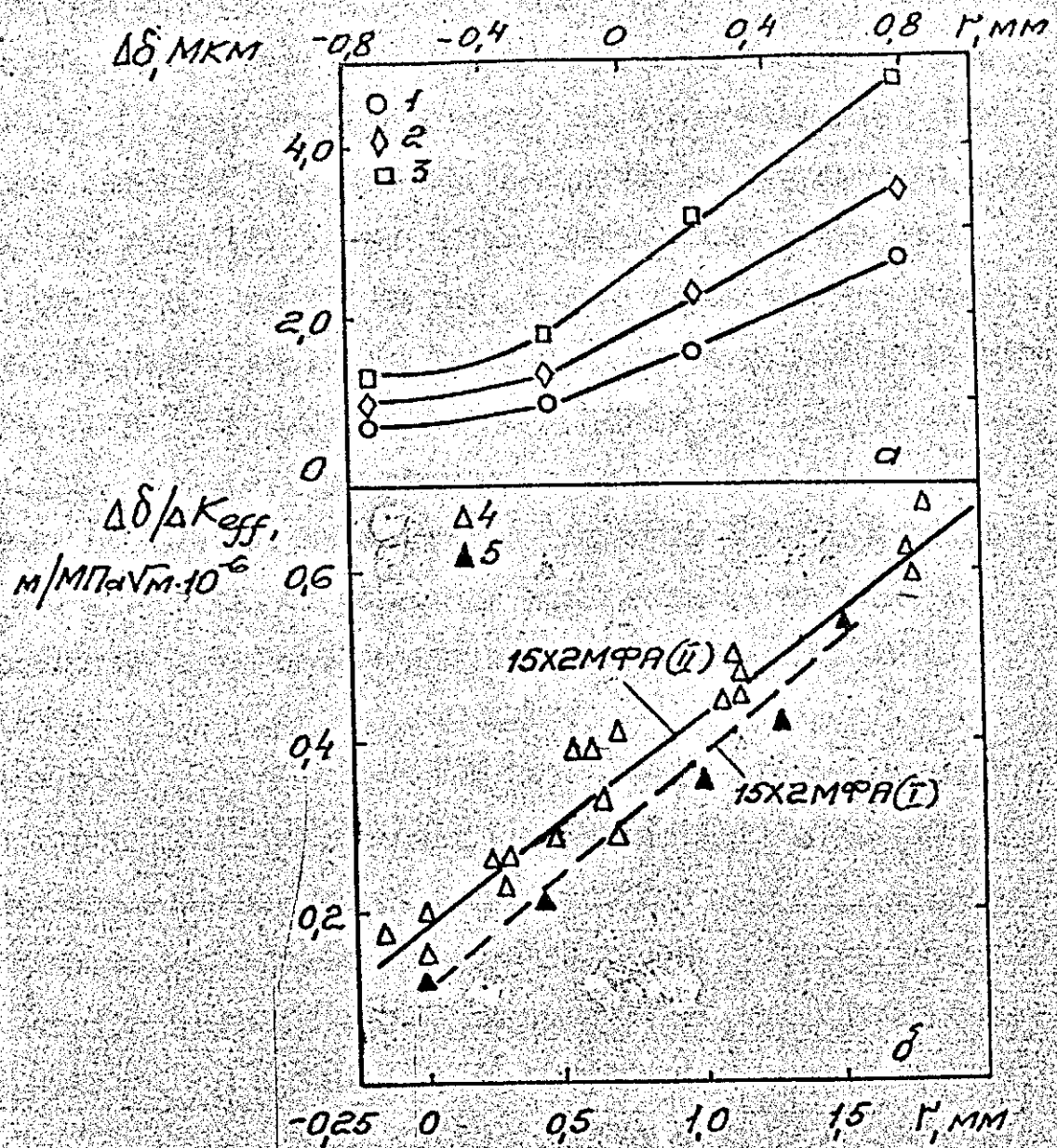


Рис. 2.21. Зависимость раскрытия трещины - а и отношения

$\Delta\delta/\Delta K_{eff} - б$

в стали 15X2MΦA(III) - 1-4, 15X2MΦA(I) - 5 от r .

$K_{max} = 18,3 \text{ МПа } \sqrt{\text{M}}$ (1); $21,9 \text{ МПа } \sqrt{\text{M}}$ (2);

$27,4 \text{ МПа } \sqrt{\text{M}}$ (3); $20 \dots 38 \text{ МПа } \sqrt{\text{M}}$ (4),

$10 \dots 50 \text{ МПа } \sqrt{\text{M}}$ (5).

эффективных размахов КМН и раскрытия, то независимо от (при $z = -0,2 \dots 1,0$ мм) $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ может быть описано единой зависимостью от z .

На рис. 2.21,б построена аналогичная зависимость для стали 15Х2МФА(III), полученная на плоских образцах толщиной 7,5 мм с боковой трещиной (рис. 2.6,б). В отличие от результатов, приведенных на рис. 2.21,а, где длина трещины была постоянной ($l = 20,23$ мм), данные на рис. 2.21,б характеризуют раскрытие трещины усталости при ее росте в процессе циклического нагружения. Скорость РУТ изменялась в пределах $10^{-9} \dots 10^{-7}$ м/цикл. Там же (рис. 2.21,б), представлена зависимость $\Delta\delta/\Delta K_{eff}-z$ для стали 15Х2МФА(I). Из сравнения указанных зависимостей следует, что относительное раскрытие трещины вдоль ее контура и угол раскрытия несколько больше в стали 15Х2МФА(III), чем в 15Х2МФА(I).

На основе анализа полученных результатов предложена расчетно-экспериментальная методика определения раскрытия вершины трещины. Сущность ее состоит в том, что для образца с трещиной из исследуемого материала на различном удалении от ее вершины z_1, z_2, z_3 записывают диаграммы $P-\delta$ по которым определяют эффективный размах КМН ΔK_{eff} , размах раскрытия трещины $\Delta\delta$ и строят зависимости $\Delta\delta/\Delta K_{eff}-z$. Как следует из рис. 2.21 экспериментальные данные могут быть описаны прямой линией.

Располагая указанной зависимостью, а также учитывая, что

$K_{op} = const$ в определенном диапазоне z , можно при произвольном K_{max} ($K_{max} > K_{op}$) пересчитывать эффективное раскрытие берегов трещины на расстоянии z в раскрытие ее вершины. Это имеет важное методическое значение, поскольку в процессе РУТ технически сложно каждый раз при измерении раскрытия переставлять тензомер в вершину трещины.

Известно, что вид напряженно-деформированного состояния

(плоская деформация или плоское напряженное состояние) оказывает влияние на раскрытие трещины в ее вершине. В связи с этим, раскрытие трещины на поверхности образца и внутри его может быть различным / 413¹⁷⁷ /. Поэтому на компактном образце из стали 15Х2МФА ($\sigma_{0,2} = 593$ МПа) были проведены измерения раскрытия трещины на поверхности по вышеописанной методике и в среднем сечении образца по методике, предложенной в работе / 414¹¹² /. Получено, что при $z \geq 0,5$ мм раскрытие трещины на поверхности и внутри образца удовлетворительно совпадают.

Сравнение расчетных и экспериментальных данных для стали 15Х2МФА(III) с расчетными зависимостями (рис. 2.22) свидетельствует, что упругое решение / 415¹⁷² / дает заниженные значения раскрытия трещины по сравнению с экспериментом.

2.4. Методика регистрации скорости роста трещины при скачках и размеров скачков с использованием сигналов акустической эмиссии

Известно, что трещина, начинающая внезапно расти, является источником акустической эмиссии (АЭ). Исследование параметров АЭ дает возможность контролировать степень опасности дефектов для важных технических конструкций.

В данном разделе представлена методика регистрации скорости крупных скачков трещины малой длины, имеющих место как внутри образца, так и по всему фронту трещины, при статическом и циклическом нагружении. Для регистрации скорости динамического развития трещины использовали метод акустической эмиссии.

Скорость крупных скачков трещины исследовали при внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 25 мм (рис. 2.5) из стали 15Х2МФА(III) на испытательной машине Гидроульс 400 кН, при частоте нагружения 5 Гц и коэффициенте асимметрии цикла

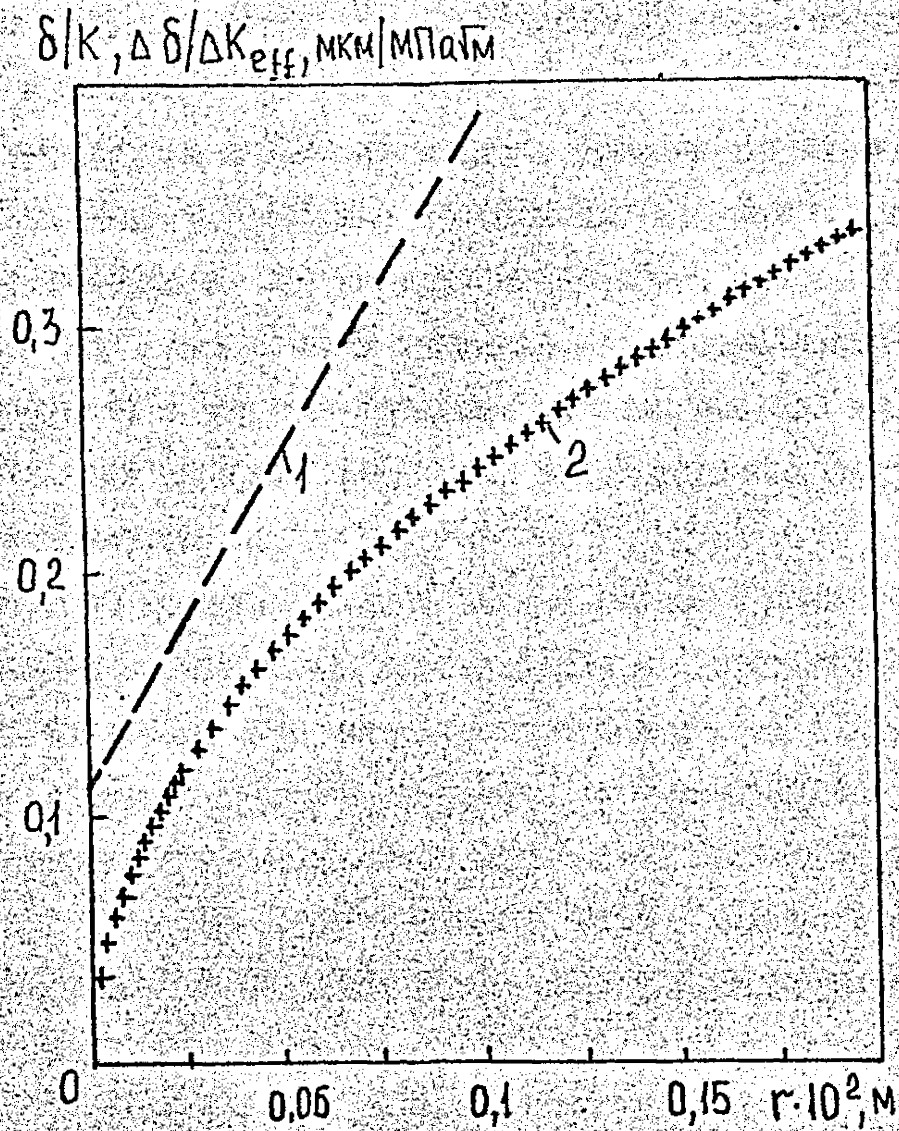


Рис. 2.22. Зависимость $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ от расстояния до вершины трещины для стали 15X2MFA(III).
 1 — эксперимент, 2 — упругое решение / 415 /
 (коэффициент Пуассона $\mu = 0,25$)

$R = 0,1$. Длину усталостной трещины, при которой происходит ее хрупкое срастывание, а также длину хрупкого скачка измеряли по излому образца после его разрушения на инструментальном микроскопе с точностью до $0,01$ мм.

В дальнейшем под хрупкими скачками трещины в статьях будем подразумевать макроскопическое продвижение трещины по механизму транскристаллитного или интеркристаллитного скола, а также квазискола / ¹⁶⁰133 / в условиях максимальной стесненности пластической деформации в вершине трещины. Другими словами критический КМН K_a при котором происходит старт трещины, должен отвечать неравенству $l, t > 2,5 (K_a / \sigma_{a2})^2 / 21^{38}$ /.

В отличие от хрупкого скачка вязкий скачок трещины связан с формированием зоны вытяжки в ее вершине и с дальнейшим продвижением по ²⁸⁷чашечному или вязкому микромеханизму / 416 /. В этих условиях старту трещины предшествует значительная пластическая деформация и вышеуказанное неравенство не соблюдается. Как хрупкий / ¹⁰²136, ¹³⁹138 /, так и вязкий / ²⁸⁷416 / скачки трещины могут инициироваться различными способом, например при монотонном ²⁰²или при циклическом / ¹³⁹136, ²⁸⁷133, ²⁸⁷416 / приложении нагрузки. [✓]

В процессе циклического нагружения при стабильном росте трещины периодически измеряли ее длину (с точностью до $0,014$ мм) на полированной поверхности образца с помощью микроскопа типа МЕС-9.

Акустические сигналы при распространении трещины в процессе хрупкого скачка измеряли с помощью системы измерения и регистрации сигналов АЭ "Сигнал - 3М", разработанной и изготовленной в Институте проблем прочности АН УССР / ⁶⁹418 /. Амплитуду импульсов АЭ регистрировали встроенным в систему светолучевым осциллографом НО-43, а также электронно-лучевым запоминающим осциллографом РМ 3234 (фирмы Фаликс). /418/ 69

Включение в измерительную систему запоминающего осциллографа обусловлено необходимостью регистрации коротких (1...5 мкс) импульсов АЭ, соответствующих моментам старта и остановки трещины при скачке, и измерения временных интервалов между ними. Вследствие низкой скорости развертки (скорости движения ленты) и ограниченного частотного диапазона регистрирующих гальванометров все импульсы АЭ, возникающие при старте и остановке трещины в процессе ее хрупкого скачка, регистрируются на ленте светолучевого осциллографа в виде одиночного всплеска (пика), амплитуда которого зависит от амплитуды импульсов АЭ и их длительности. Итак, светолучевой осциллограф использовали для надежного подтверждения факта скачка трещины и регистрации числа циклов, при котором он происходит.

Запоминающий осциллограф работал в режиме хрупкого однократного запуска от исследуемого сигнала. Для предотвращения ложных запусков развертки от раннего рода акустических и электрических помех уровень запуска устанавливали равным примерно 10% ожидаемой амплитуды импульсов АЭ. Скорость развертки составляла 2...10 мкс/дел (1 дел = 8 мм).

Место крепления датчика (рис. 2.23) на образце выбирали таким образом, чтобы, во-первых, амплитуда регистрируемых импульсов акустической эмиссии в процессе скачка трещины была достаточно большой, по сравнению с сигналами АЭ от трещины в захватах, пластической деформации в вершине трещины и от рабочих шумов в испытательной машине. Во-вторых, чтобы независимо от длины трещины за время существования скачка трещины (время между стартом и остановкой трещины) не появлялись другие импульсы, кроме соответствующих старту и остановке трещины. Они могут оказаться импульсы (соответствующие старту трещины), отраженные от внутренних поверхностей и имеющие амплитуду того же порядка, что и первый импульс.

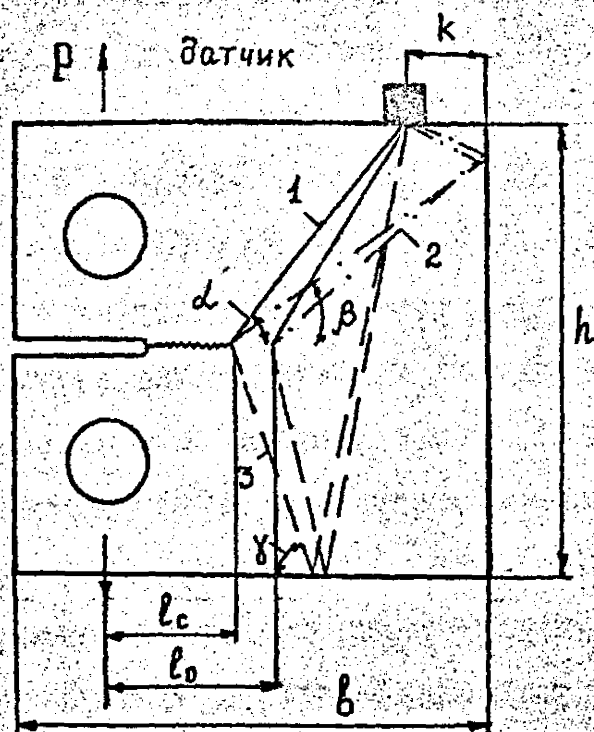


Рис. 2.23. Схема размещения датчика АЭ на компактном образце с трещиной $k = 0,2b$; $l_c = (0,3 \dots 0,8)$.

Такой подход в определенной степени упрощает дальнейший анализ импульсов АЭ. При этом с большой степенью приближенности распространение волн акустической эмиссии можно представить в виде лучей 1, 2 и 3 (рис. 2.21). Луч 1 является прямым, а 2 и 3 – отраженными от боковых поверхностей.

Угол между направлением движения волн (1, 2, 3) и направлением развития трещины соответственно α , β и γ . При положении датчика, указанном на рис. 2.21 и изменении критической длины трещины в пределах $\bar{l} = (0,3...0,8)$ м углы изменяются в диапазоне: $\alpha = 450...90^\circ$; $\beta = 33,5...56,5^\circ$;

$\gamma = 72...90^\circ$, а разность во времени между первым и вторым импульсами, регистрируемыми датчиком АЭ – в пределах 1,2...2,9 мкс, первым и третьим – в пределах 10,9...11,8 мкс. Расчеты производили в предположении, что скорость распространения поперечной волны в стали равна $5,1 \cdot 10^3$ м/с / 419¹⁹⁶ /. Таким образом, при значительном изменении длины трещины разность между временами прихода прямого и отраженного импульсов изменяется незначительно.

На рис. 2.24 представлены осциллограммы, зарегистрированные в процессе скачка трещины при циклическом нагружении на электрононо-лучевом записывающем осциллографе РМ 3234. При этом рис. 2.24,а соответствует длине скачка трещины 0,76 мм, рис. 2.24,б – полному разрушению образца.

Появление первого импульса I на осциллограмме обусловлено срагиванием трещины и связано с высвобождением энергии упругой деформации в области вершины трещины. В процессе динамического развития трещины в образце увеличивается кинетическая энергия / 420⁴⁸⁶, 421⁸⁵ /. В момент внезапной остановки трещины кинетическая энергия преобразуется в упругую энергию деформации, что и вызывает дополнительную нагрузку и появление импульса АЭ2, который находится от первого на расстоянии 5,5 мкс.

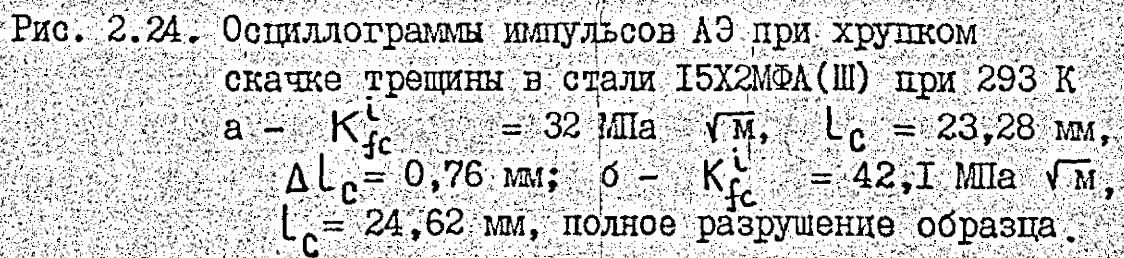


Рис. 2.24. Осциллограммы импульсов АЭ при хрупком скачке трещины в стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К
а - $K_{fc}^I = 32 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$, $l_c = 23,28 \text{ мм}$,
 $\Delta l_c = 0,76 \text{ мм}$; б - $K_{fc}^I = 42,1 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$,
 $l_c = 24,62 \text{ мм}$, полное разрушение образца.

Связь импульса 2 с внезапной остановкой трещины подтверждает следующий эксперимент. Если образец разрушается полностью, без остановки трещины (рис. 2.24,б), т.е. если старт трещины происходит при $K_{fc}^i > K_{oc}$ / 138, 140), на осциллограмме после первого импульса 4 возникают два отраженных импульса 5 и 6 на расстоянии 2,2 и 11 мкс от импульса 4, а импульс 2 (соответствующий остановке трещины) отсутствует. После импульса 6 (рис. 2.24,б) следует серия отраженных импульсов, наложенных друг на друга. В случае, когда трещина останавливается, между импульсами 1 и 3, аналогичными импульсам 4 и 6, появляются несколько импульсов, первый из которых 2 вызван внезапной остановкой динамически развивающейся трещины.

Результаты исследования средней скорости развития трещины в процессе ее хрупкого скачка в стали 15Х2МФА(Ш) в условиях циклического нагружения при 293 К приведены на рис. 2.25. Среднюю скорость динамического развития трещины при ее хрупком скачке определяли как $v_T = \Delta l_c / \Delta t$, где Δl_c — длина скачка трещины, Δt — время между импульсами АЭ, соответствующими моментам старта и остановки трещины. Как видно из приведенных данных (рис. 2.25), с увеличением длины скачка трещины скорость динамического развития ее возрастает. Изменение длины скачка от 0,2 до 0,7 мм приводит к увеличению v_T от 50 до 170 м/с.

Данные о средней скорости роста трещины в процессе ее хрупких скачков в стали 15Х2МФА(Ш) сравнивали с аналогичной величиной в стали 15Х2НМФА при циклическом консольном изгибе и температуре 183 К, полученной с использованием датчиков последовательного разрыва / 422²⁴⁰ /. Сталь 15Х2НМФА при 183 К имеет следующие механические характеристики: $\sigma_B = 840$ МПа, $\sigma_{0,2} = 750$ МПа.

Согласно рис. 2.25 более низкие значения v_T присущие

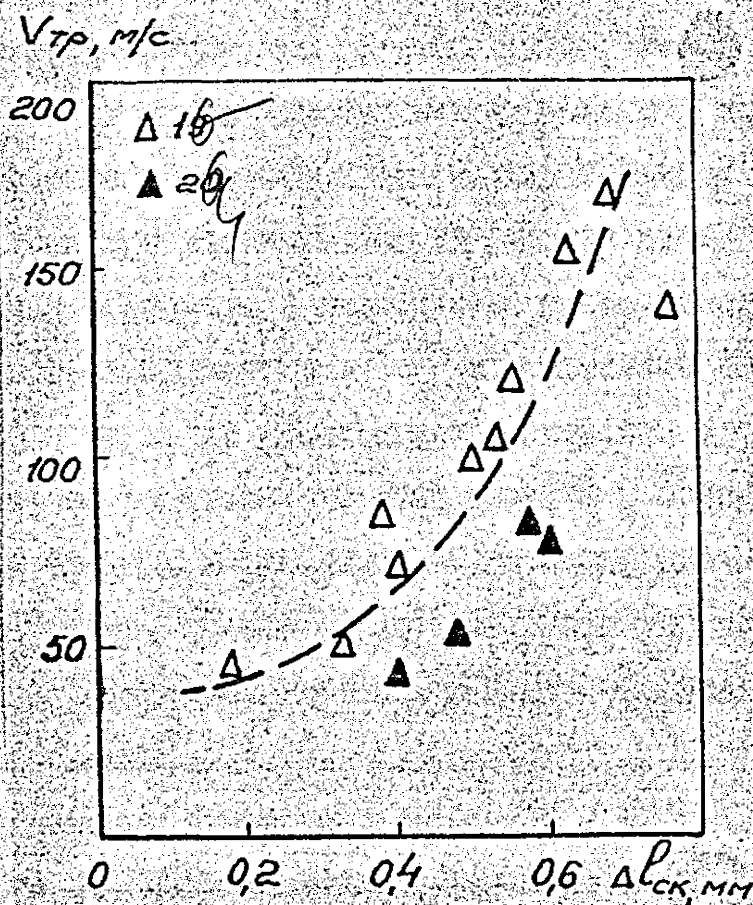


Рис. 2.25. Зависимость средней скорости развития трещины в процессе ее хрупкого скачка от длины скачка.
 1 – 15Х2МФА(Ш) при 293 К, 2 – 15Х2НМФА при 183 К.

стали 15Х2НРА, которая при 183 К является менее охрупченной (имеет более высокие значения вязкости разрушения при статическом и циклическом нагружении), чем сталь 15Х2НРА(Ш) при 293 К / 422 /.

Рис. 2.26 иллюстрирует зависимость средней скорости динамического развития трещины \bar{v}_T от критического КИН K_{Ic}^I , при котором происходит ее скачок. Из рисунка видно, что с ростом K_{Ic}^I увеличивается скорость динамического развития трещины. Указанные результаты согласуются с экспериментальными данными / 423 /, полученными при исследовании остановки быстро движущейся трещины в ДКБ образцах. С повышением критического КИН, при котором трещина страгивается в случае статического нагружения, длина скачка, а также максимальная скорость трещины возрастают. В заключение заметим, что разработанный способ оценки скорости развития трещины в процессе ее хрупкого скачка малой длины имеет ограничение, поскольку предполагает определение длины хрупкого скачка трещины по излому после разрушения исследуемого образца (объекта).

Указанный недостаток устранен в методике / 424 /⁵. На исследуемом образце I (рис. 2.27,а) с трещиной 2 размещают два электроакустических преобразователя 3 и 4 по разные стороны от вершины трещины. Затем образец циклически нагружают до получения старта трещины и регистрируют скачок трещины, для чего с помощью двух электроакустических преобразователей, принимают сигналы акустической эмиссии, излучаемые трещиной в момент старта и остановки. При этом на выходе первого электроакустического преобразователя 3 (первого канала контроля) получают импульсы 5 и 6 (рис. 2.27,б), а на выходе второго электроакустического преобразователя (второго канала контроля) импульсы 7 и 8 соответственно в момент времени t_1, t_2, t_3 и t_4 , которые регистрируют с помощью хронометров. Параметры $\Delta l, t_c, \bar{v}_T$ и t

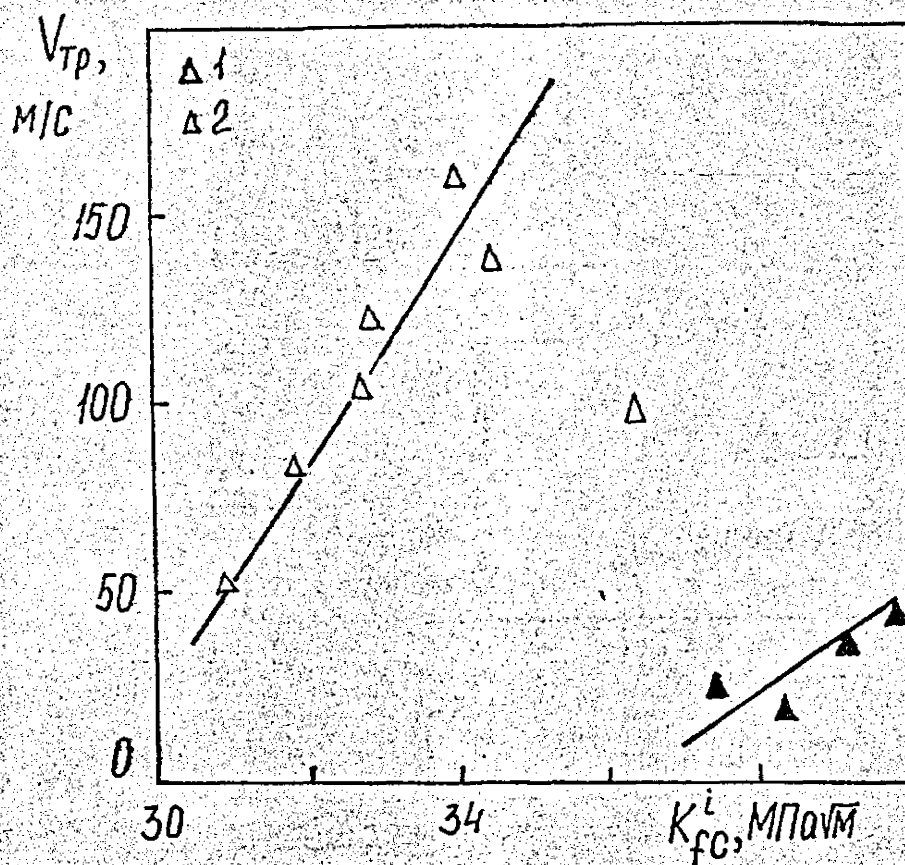


Рис. 2.26. Зависимость средней скорости развития трещины в процессе ее хрупкого скачка от критического КИН.

1 - сталь 15Х2МФА(Ш) при 293 К,

2 - сталь 15Х2НМФА при 183 К.

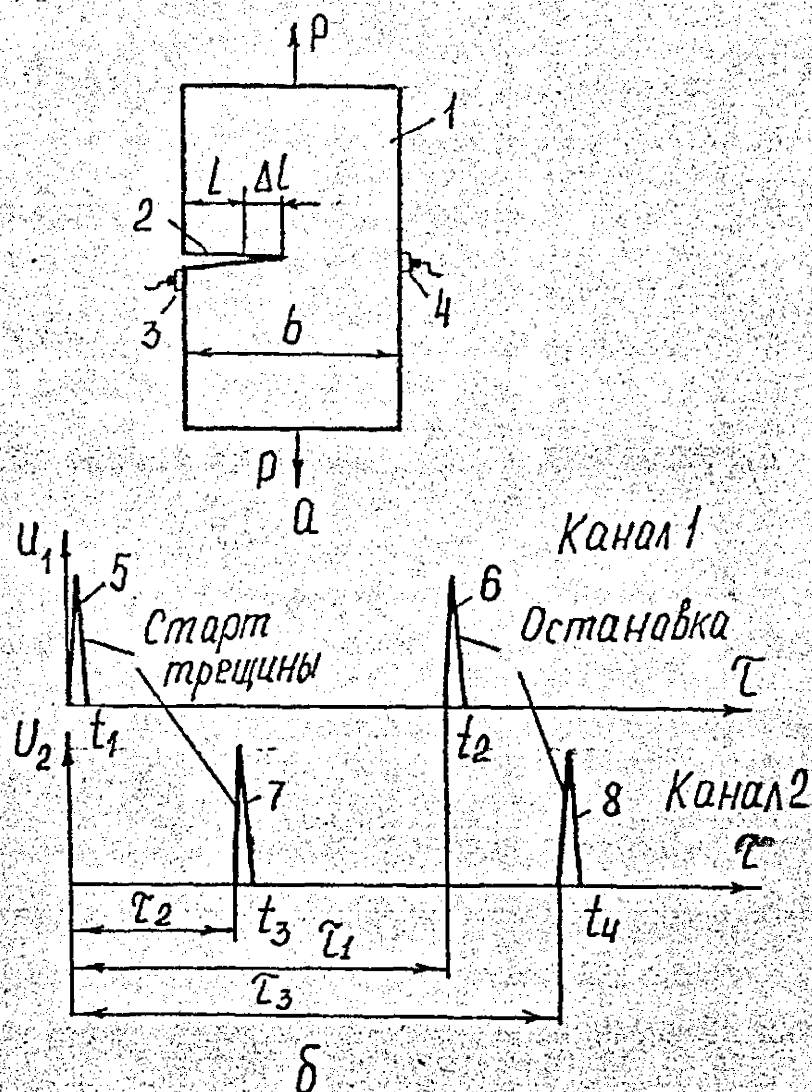


Рис. 2.27. Методика измерения параметров хрупкого скачка трещины.

а – образец с трещиной и электроакустическими преобразователями; б – характерные эпюры сигналов с выходов первого и второго электроакустических преобразователей.

хрупкого скачка трещины вычисляют по формулам

$$\Delta L = \frac{1}{2} c (\tau_1 + \tau_2 - \tau_3), \quad (2.18)$$

$$t_c = \tau_1 - \Delta L / c, \quad (2.19)$$

$$v_T = \Delta L / t_c, \quad (2.20)$$

$$t = (b - c \tau_2) / 2 \quad (2.21)$$

где ΔL - величина скачка трещины; t_c - длительность скачка трещины;

$$\tau_1 = t_2 - t_1, \quad (2.22)$$

$$\tau_2 = t_3 - t_1, \quad (2.23)$$

$$\tau_3 = t_4 - t_1, \quad (2.24)$$

b - расстояние между электроакустическими преобразователями.

Вычисление искомых параметров можно осуществлять непосредственно в процессе нагружения образца с помощью измерительно-вычислительного комплекса ИВК-7, в который предварительно вводят величины c и b .

2.5. Методика определения динамической вязкости разрушения по результатам испытаний на циклическую трещиностойкость

Известен способ определения динамической вязкости разрушения по результатам испытания образца с трещиной на циклическую трещиностойкость и регистрации закономерностей неустойчивого роста трещины / 143 /. Ограничением этого способа является то, что динамическая вязкость разрушения K_{dc} определяется безотносительно к скорости нагружения (скорости динамического развития трещины).

Был разработан способ определения динамической вязкости разрушения по результатам испытаний на циклическую трещиностойкость, учитывающий скорость распространения трещины / 425 /.

Для этого образец с исходной усталостной трещиной, выращенной в соответствии с рекомендациями / 21 /, подвергается циклической нагрузке с постоянной амплитудой при фиксированном коэффициенте асимметрии цикла. Величина нагрузки выбирается таким образом, чтобы начальный КИН $K_{max} = (0,8 \dots 0,9) K_{fc}^i$. В результате циклического нагружения происходит вначале стабильный рост трещины, а затем хрупкий скачок на величину зоны повреждения впереди величины трещины / 138 /. Стабильный и скачкообразный рост трещины чередуются вплоть до окончательного разрушения образца. Средняя скорость хрупких скачков трещины усталости определялась с помощью датчиков последовательного разрыва / 422 /; или же по результатам регистрации сигналов АЭ (п. 2.4). В результате все увеличивающейся длины трещины, к началу каждого последующего скачка происходит повышение критического КИН K_{fc}^i . Таким образом, при испытании одного образца строят зависимость длины скачка трещины Δl_c и средней скорости роста трещины \dot{v} от K_{fc}^i (рис. 2.26, 2.28). Из за-

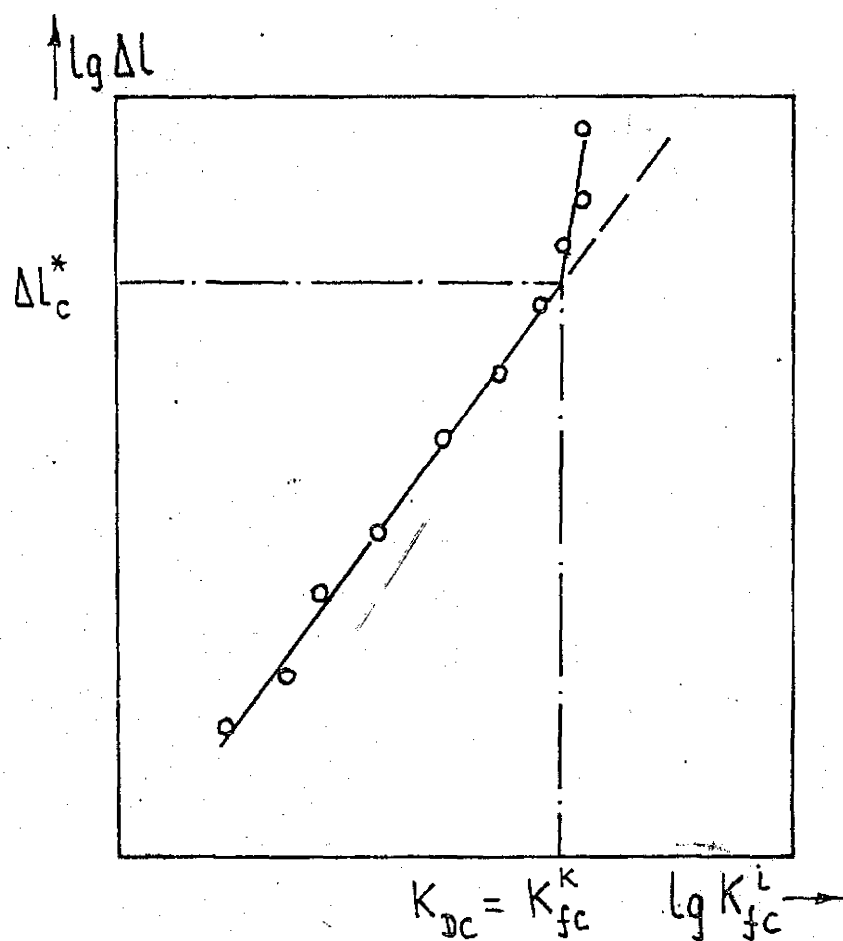


Рис. 2.28. Зависимость длины хрупкого скачка трещины от K_{fc}^I .

зависимости $\Delta \ell_c = f(K_{fc}^i)$ определяют значение КИН K_{fc}^k , соответствующее перелому на этой зависимости, которое принимают за динамическую вязкость разрушения K_{DC} / 143 /. По значениям $K_{fc}^i = K_{fc}^k = K_{DC}$ определяют среднюю скорость роста трещины при скачке \dot{U}_T^* . По известной скорости \dot{U}_T^* и динамической вязкости разрушения K_{DC} определяют скорость нагружения, т.е. скорость изменения нагрузки при неподвижной трещине / 426 /

$$\frac{dK}{dt} = \frac{K_{DC}}{2r_y} \dot{U}_T, \quad (2.25)$$

$2r_y$ – размер пластической зоны в вершине трещины.

2.6. Методика исследования влияния предварительного пластического деформирования на трещиностойкость

Исследование влияния предварительного статического и циклического деформирования на характеристики механических свойств проводили на испытательной машине "Гидропульс 400 кН" / 427, 428 /. В процессе испытаний записывали продольную (база измерения 25 мм для цилиндрических образцов и 50 мм для плоских образцов) и поперечную деформацию. Образцы для исследования представлены на рис. 2.29, схемы предварительного однократного и циклического деформирования – на рис. 2.30.

Заготовки шлифов для изучения микроструктуры и кинетики пор при однократном предварительном деформировании вырезали из центральной части разрушенных цилиндрических образцов вдоль образующей длиной 10...12 мм от поверхности разрушения (рис. 2.29,а).

Для оценки влияния геометрии образца на механизм разрушения стали заготовки шлифов вырезали из плоских образцов (рис. 2.29,б), предварительно пластически деформированных до

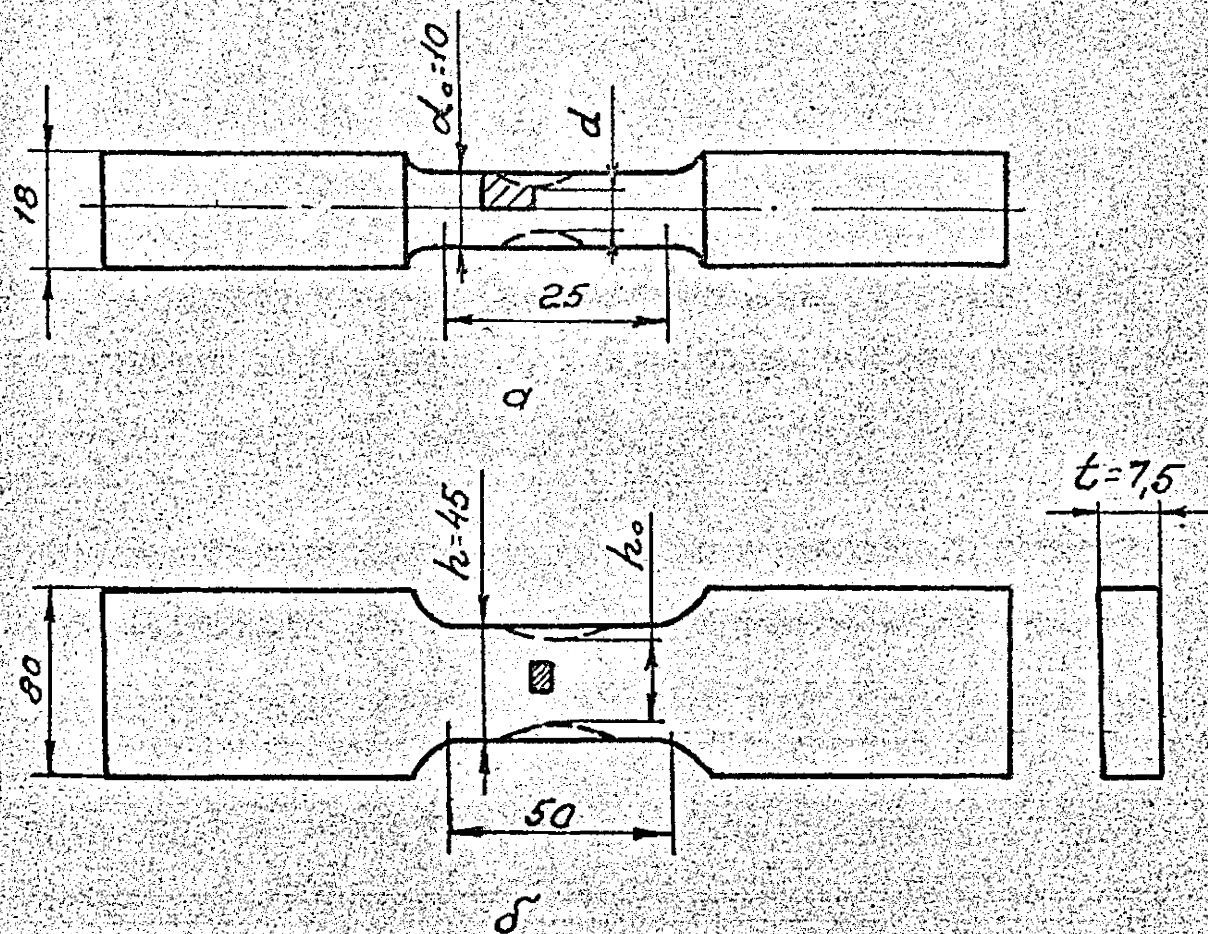


Рис. 2.29. Образцы для определения характеристик механических свойств при одноосном растяжении и схема вырезки шлифов (заштрихованная область).
а – цилиндрический образец; б – плоский образец.

определенной степени:

Пределы текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности, предварительно деформированного образца, определяли как

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2} / F \quad (2.26)$$

$$\sigma_B = P_B / F \quad (2.27)$$

где F — площадь сечения (или нетто-сечения) образца после предварительной деформации; P_B , $P_{0,2}$ — соответственно максимальное усилие и усилие при продольной пластической деформации 0,2%.

Истинное сопротивление разрыву S_K и продольную логарифмическую деформацию e_K при разрушении рассчитывали по формулам

$$S_K = P_K / F_K \quad (2.28)$$

$$e_K = \ln \frac{1}{1 - \psi_K} \quad (2.29)$$

где $\psi_K = 1 - F/F_K$ — относительное сужение площади поперечного сечения; F_K — площадь поперечного сечения образца при разрушении.

Кроме этого определяли наибольшее главное напряжение в шейке цилиндрического образца (σ_z^{max}) при разрушении / 429 /

$$\sigma_z^{max} = S_K \left(1 + \frac{a_1}{2R} \right), \quad (2.30)$$

где $a_1 = d_K / 2$ — радиус шейки (поперечное сечение) образца при разрушении; R — радиус кривизны шейки (в плоскости продольной оси) образца при разрушении.

Для анализа влияния предварительной (однократной) деформации на механические характеристики и развитие пор использовали относительную деформацию $\bar{\epsilon}_{np} = \epsilon_{np} / \epsilon_k$

Исследование влияния предварительного циклического нагружения ($R_\epsilon = -1$) на характеристики механических свойств проводили на цилиндрических образцах диаметром, рабочего сечения 10 мм (рис. 2.1, а и 2.29, а), с контролируемой амплитудой упругопластической деформации ϵ_a . Частоту нагружения выбирали из условия отсутствия саморазогрева образца в диапазоне $f = 0,1 \dots 0,5$ Гц. Управление нагружением осуществляли от Мини-ЭВМ ГА 16/240. Обработку экспериментальных данных проводили в соответствии с п. 2.1.

Предварительное циклическое нагружение осуществляли при трех уровнях амплитуды упругопластической деформации $\epsilon_a = 0,3; 0,45; 0,7\%$ с относительной наработкой $N/N_T = 0,3; 0,6; 0,85$.

Кинетику роста микротрещин при циклическом нагружении исследовали на полированной поверхности плоских образцов (рис. 2.6, б) толщиной 12,5 и 14 мм до нанесения концентратора напряжений.

Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе "Neophot" при увеличении 100...1000 \times .

Методика исследования влияния предварительной пластической деформации на трещиностойкость состояла в следующем.

Гладкие образцы (пластины сечением 8x50 мм, 14x50 мм, 16x30 мм и 30x70 мм) (рис. 2.30) предварительно деформировали растяжением до различной степени пластической деформации ϵ_{np} (как ниже, так и выше деформации ϵ_B , соответствующей максимальному равномерному удлинению (рис. 2.30, а)).

Пластическую деформацию определяли как

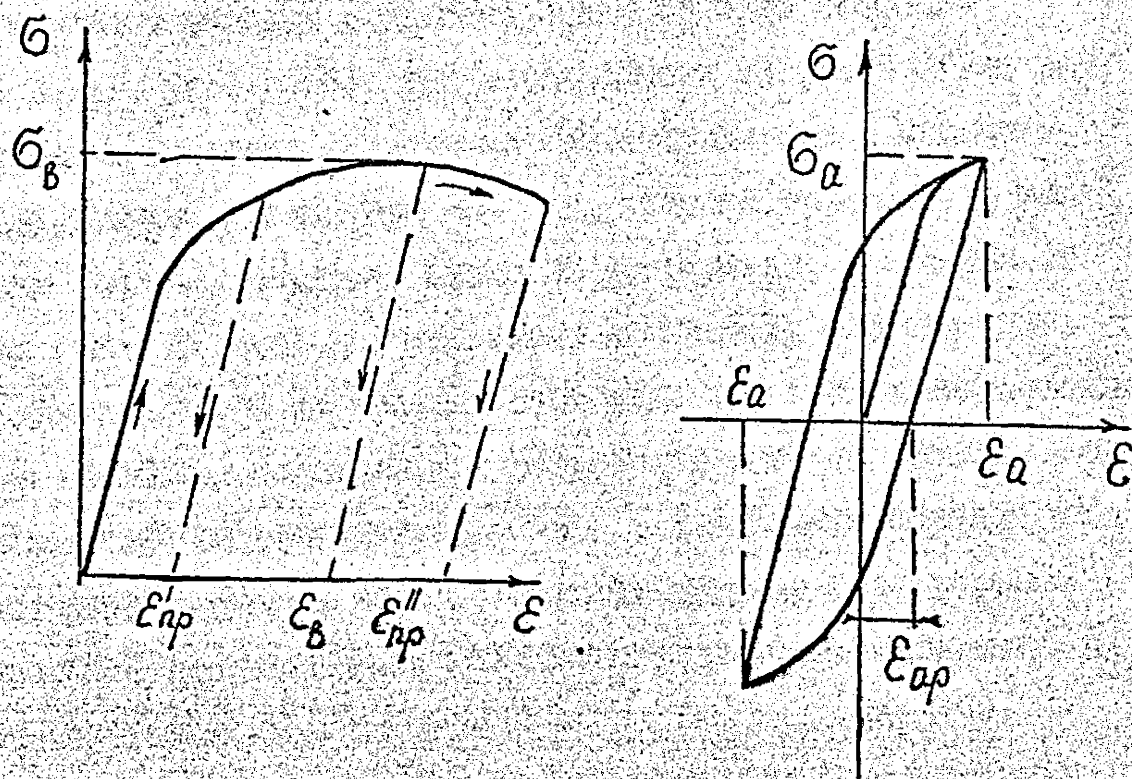


Рис. 2.30. Схема предварительного пластического деформирования образцов.

а — однократное; б — циклическое ($R_\varepsilon = -1$).

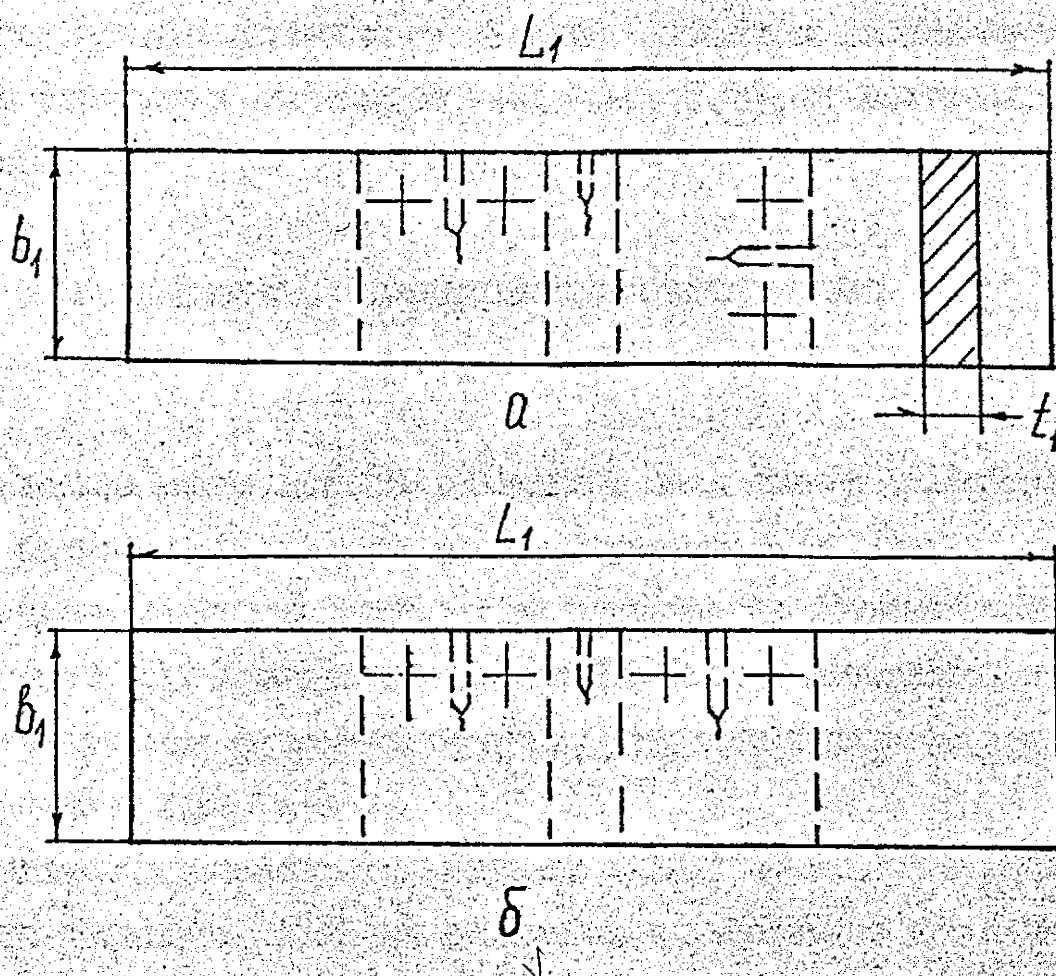
$$\epsilon_{np} = \ln \frac{1}{1 - \psi_{np}} \quad (2.31)$$

где ψ_{np} — относительное остаточное сужение поперечного сечения. Из пластин, подвергнутых пластическому деформированию, изготавливали образцы с односторонним боковым надрезом (рис. 2.6,б, рис. 2.30), для исследования скорости РУТ и характеристик вязкости разрушения при статическом и циклическом нагружении. Причем при $\epsilon_{np} > \epsilon_B$ трещина совпадала с минимальным сечением образца. Затем из разрушенных половинок образцов (рис. 2.31,а) изготавливали компактные образцы (рис. 2.5) для испытания на трещиностойкость. При этом использовали только части тех образцов при разрушении которых уровень нетто-напряжений не превышал $0,4 \sigma_{0,2}$. Компактные образцы вырезали таким образом, чтобы плоскость надреза была перпендикулярна или параллельна направлению предварительного нагружения (рис. 2.31,а).

Предварительному циклическому нагружению (рис. 2.31,б) подвергали гладкие пластины сечением рабочей части 12,5x45 мм и 14x24 мм, из которых после наработки изготавливались образцы с боковым односторонним надрезом (рис. 2.6,б).

Время между предварительным σ пластическим деформированием и испытанием на трещиностойкость составляло от 30 до 40 суток.

Компактные образцы изготавливались из разрушенных половинок образцов (рис. 2.31,б). При этом для изготовления компактных образцов использовались только те разрушенные пластины при испытании которых уровень нетто-напряжений не превышал $0,4 \sigma_{0,2}$. Предварительное циклическое нагружение осуществляли при жестком упругопластическом деформировании при коэффициенте асимметрии цикла $R_\epsilon = \epsilon_{min} / \epsilon_{max} = -1$



t_1	8	13	18	30
b_1	50	50	30	70
L_1	350	350	350	500

Рис. 2.3Г. Схема вырезки образцов из пластин, подвергнутых пластической деформации: а – однократной, б – циклической.

Здесь ε_{min} , ε_{max} — минимальная и максимальная упругопластическая деформация цикла нагружения. Амплитуда упругопластической деформации составляла 0,3; 0,45; 0,7%, относительная наработка $\bar{N} = 0,3; 0,6$ и 0,85.

2.7. База данных по скорости роста усталостных трещин

Основное назначение разработанной базы данных — систематизация большого объема исходных экспериментальных данных по результатам испытаний образцов на циклическую трещиностойкость (скорость РУТ). Содержится также информация о материале, типе и геометрических размерах образцов, условиях испытаний, режимам нагружения и т.п. / 430²²¹ /.

Система управления базой данных (СУБД) позволяет в режиме диалога проводить поиск нужных массивов информации и с помощью прикладных научных программ их последующую обработку. Осуществлять расчет скорости роста усталостных трещин, размаха или максимального размаха коэффициента интенсивности напряжений цикла, определение коэффициентов уравнения регрессии для аппроксимации отдельных участков кинетической диаграммы усталостного разрушения, вывод указанных характеристик и зависимостей в виде таблиц и графиков, как по однотипным, так и различным образцам, режимам испытаний и материалах. Разработаны программы прогнозирования долговечности конструктивных элементов при наличии в них трещин усталости.

Необходимость исходной информации в виде дискретных значений нагрузка — длина трещины — число циклов нагружения, обусловлена тем, что учитывая разброс данных по скорости роста трещины усталости иногда бывает более удобным сравнение не аппроксимирующих графиков, а зависимостей в виде эксперимен-

тальных точек. Кроме этого, в ряде случаев, для расчета долговечности ответственных конструкций энергомашиностроения используют не уравнение регрессии, полученное обработкой экспериментальных данных по методу наименьших квадратов или другому методу, а уравнение верхней отгибающей всей совокупности результатов испытаний / 22⁶² /. Наличие вышеуказанной исходной информации позволяет анализировать границы применимости линейной механики разрушения по различным критериальным соотношениям.

Одной из важных задач в создании базы данных является разработка оптимального входного документа используемого при подготовке данных для ввода / 43¹⁰⁶1 /.

При его разработке учитывалось следующее:

- вводимые данные являются однотипными;
- основной источник информации составляет журналы испытаний на циклическую трещиностойкость;
- вводимые массивы примерно одинаковой размерности;
- обеспечение удобства для пользователя, а не для ЭВМ.

Входной документ (таблица 2.2) состоит из 22 типов записей, содержащих по одному полю.

Запись 01 представляет собой порядковый номер записи в базе данных.

В записи 05 кодируется тип образца. В таблице 2.3 представлены типы образцов, которые используются для исследования скорости роста усталостных трещин и соответствующий им шифр. Весьма важной характеристикой оказывающей влияние на скорость роста усталостных трещин является форма цикла нагружения, информация о которой содержится в записи 10. В таблице 2.4 приведено соответствие между формой цикла нагружения и ее шифром. Здесь базисными являются четыре первых формы цикла нагружения (одночастотные). Остальные получаются взаимным наложением

Таблица 2.2

Входной документ для сбора данных

Шифр записи	Содержание записи	Размер записи
01	Порядковый номер записи	I
02	Номер образца	I
03	Температура, К	I
04	Материал	I
05	Тип образца	I
06	Коэффициент асимметрии цикла нагружения	I
07	Частота нагружения, Гц	I
08	Предварительная однократная пластическая или циклическая деформация, %	I
09	Число циклов предварительного циклического нагружения	I
10	Форма цикла нагружения	I
11	Толщина образца, (t), мм	I
12	Ширина образца, (b), мм	I
13	Начальная длина трещины, мм	I
14	Поправка на форму фронта исходной трещины	I
15	Поправка на форму фронта конечной трещины	I
16	Количество переменных нагрузок	I
17	Количество измерений длины трещины	I
18	Массив порядковых номеров измерений при переменной нагрузке	20
19	Массив максимальных нагрузок цикла, кН	20
20	Массив минимальных нагрузок цикла, кН	20
21	Массив длин трещин, мм	50
22	Массив количества циклов нагружения	50

Таблица 2.3

Соответствие между шифром типа образца и параметрами задающими его размеры

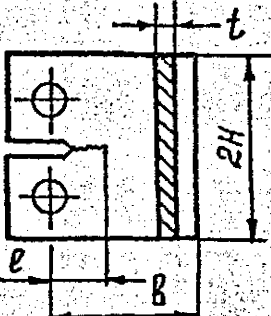
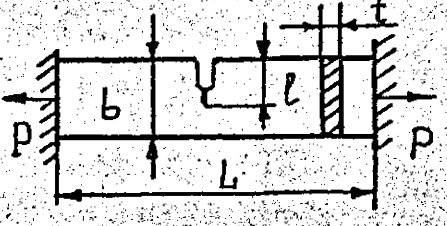
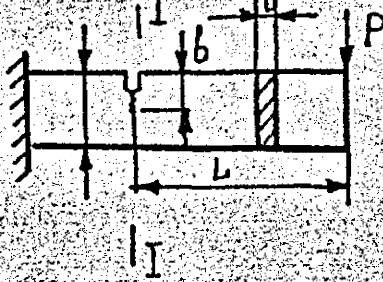
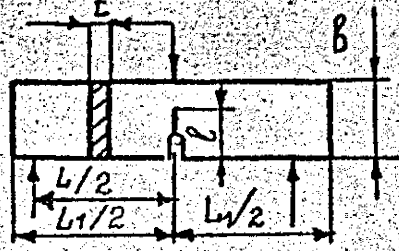




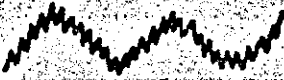
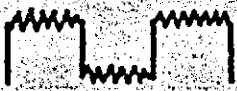
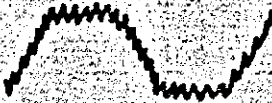
Шифр типа	Образец	Параметры		Примечание
01		t	b	$H/W = 0,6$
02		t	b	$L/W = 3$
03		t	b	$L/W = 7$
04		t	b	Вместо P задается момент $M = PL$
05		t	b	$L/2 = 2W$ $L_1/2 = 2,25W$

Таблица 2.4

Соответствие между шифром и формой цикла
нагрузки

Шифр формы	Вид нагружения	Форма цикла нагружения	Примечание
01	одночастотное		
02	"		
03	"		
04	"		
12	двухчастот- ное		01 + 02
32	"		03 + 02
42	"		04 + 02

определенных двух одночастотных форм.

Запись I3 содержит информацию о базе от которой проводили измерение длины трещины усталости. Если длину трещины в процессе испытаний измеряли от кончика надреза, то начальная длина трещины равна длине надреза.

Поправка на форму фронта трещины определяется в соответствии с рекомендациями / 20 /.

Обычно при испытании на циклическую трещиностойкость для построения полной кинетической диаграммы усталостного разрушения ступенчато понижает нагрузку для получения порогового коэффициента интенсивности напряжений / 20 /. По опыту, количество ступеней понижения нагрузки не превышает двадцать, а количество измерений приростов (длин) трещины пятьдесят. Исходя из этого были выбраны размеры массивов для записей I8-22.

Проблема избыточности записей здесь устранена, поскольку во входной документ вводятся данные только по испытаниям одного образца.

Несмотря на то, что входной документ для базы данных по скорости роста усталостных трещин имеет фиксированный формат поля, проблемы, обычно возникающие в таких случаях, здесь отсутствуют. Это связано с тем, что загрузка информационных массивов проводится в диалоговом режиме при вводе с дисплея. Поскольку количество переменных нагрузок и количество измерений длины трещины (соответственно записи I6 и I7) задаются, то в случае, если длина сообщения меньше длины выделенного поля, добавление пробелов происходит на уровне программного обеспечения.

Весьма важным, при вводе данных является обеспечение контроля и исправления ошибок записей. Первичный (синтаксический) контроль ошибок осуществляется при вводе информационного массива в базу данных с одновременной его распечаткой в удобном для

обозрения виде. Для вторичного контроля ошибок предусмотрено вывод на дисплей графической зависимости длины трещины — число циклов нагружения, скорость роста трещины усталости — размах коэффициента интенсивности напряжений. При обнаружении ошибок информационный массив копируется в рабочий файл. После исправления ошибок производится повторная запись в БД. При этом предусмотрена защита от случайной ошибочной записи в области, где уже хранятся данные по другим образцам.

При средней квалификации оператора время ввода с дисплея в диалоговом режиме информационного массива по одному образцу в соответствии с разработанным документом не превышает 10 мин.

Функциональная структура базы данных представлена на рис. 2.32. Система реализована на базе управляющей Мини-ЭВМ GA 16/240 (объем оперативной памяти 128 килобайт) и работает в режиме диалога. Результаты испытаний по образцам организованы в виде тома с оглавлением, формирующемся в режиме автоматической каталогизации файлов. Логические записи внутри файлов имеют постоянную длину. Объем накопителей (нижний фиксированный и верхний съемный магнитные диски) составляет 10 мегабайт. При копировании и восстановлении файлов также используются магнитные диски.

Программный комплекс системы, реализованный на алгоритмическом языке "Фортран", также хранится на магнитных дисках, образуя вместе с информационной частью полный архив системы.

База данных обеспечивает вывод зависимостей в виде графиков на планшетный цифровой трафопостроитель и в виде таблиц на АЦПУ.

Система находится в эксплуатации с 1985 года. База данных загружена информацией о циклической трещиностойкости теплоустойчивых сталей, используемых для изготовления оборудования энергомашиностроения: 15Х2МФА(1), 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III),

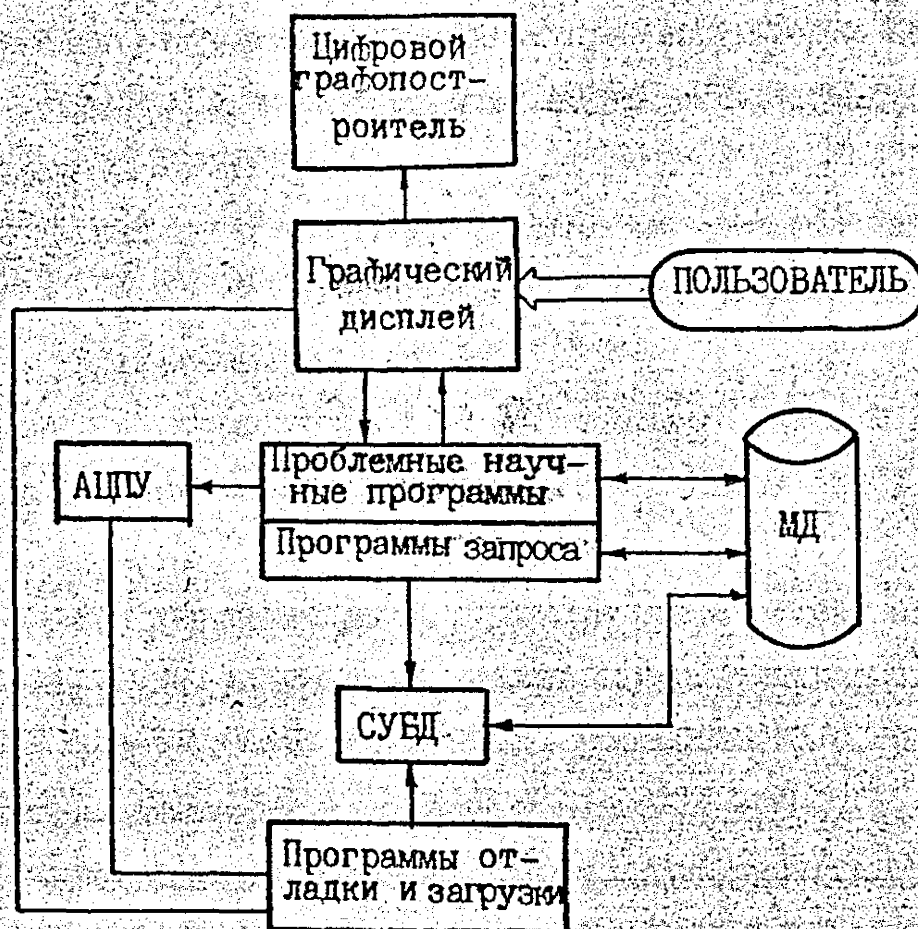


Рис. 2.32. Функциональная структура базы данных.

15Х2МФАА, 15ХЗНМФАА, материалы сварных швов 10ХМНТ(1), 10ХМНТ(II), 10Х16Н25АМ6, 04Х19Н1ПМ3. Хранится также информация о трещиностойкости титановых сплавов и их сварных соединений. Источником информации для пополнения базы данных служит лаборатория механики разрушения материалов при циклическом нагружении отдела усталости и термоусталости материалов Института проблем прочности АН УССР.

В общей сложности в настоящее время в БД хранятся сведения о результатах испытаний на циклическую трещиностойкость около 600 образцов из различных материалов.

Использование разработанной БД существенно повышает качество и сокращает сроки подготовки научно-технических отчетов, статей.

На рис. 2.33 приведен пример вывода графической зависимости скорости роста усталостных трещин относительно размаха коэффициента интенсивности напряжений, рассчитанной по исходной информации, извлеченной из базы данных.

В заключение следует отметить, что созданную систему можно развивать как по материалам, так и режимам испытаний, типам образцов и конструкционных элементов, программному обеспечению.

2.8. Пакет прикладных программ для автоматизированной обработки результатов испытаний на прочность и трещиностойкость при статическом и циклическом нагружении

Пакет прикладных программ разработан на алгоритмическом языке Фортран и Ассемблер и позволяет проводить обработку экспериментальных данных записанных на магнитный диск. В отдельных случаях обработка данных проводится в процессе эксперимента.

Пакет прикладных программ реализован на Мини-ЭВМ GA 16/240

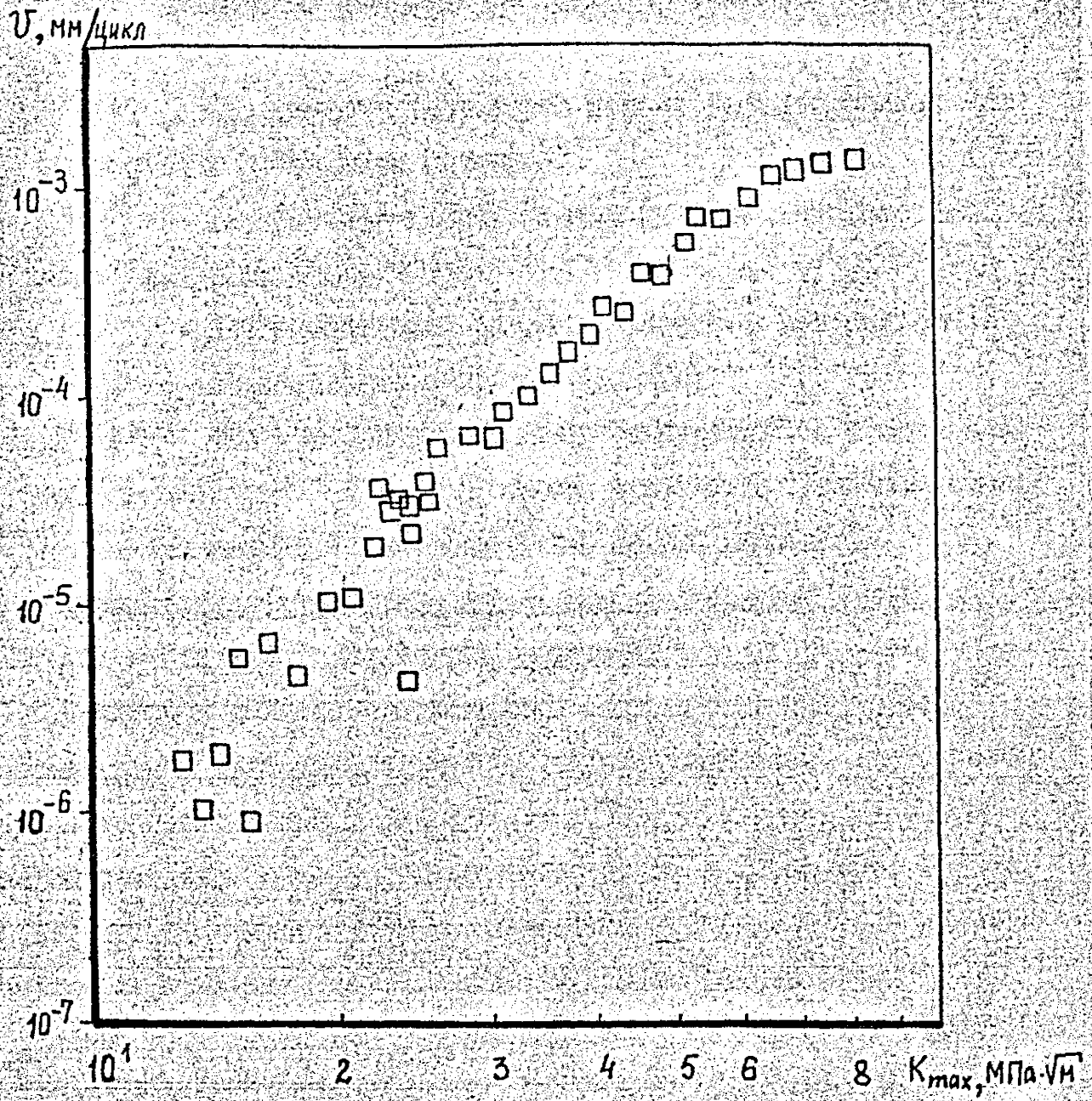


Рис. 2.33. Пример вывода графической зависимости из базы данных.

объемом оперативной памяти 128 кбайт. Внешняя память размещается на двух твердых магнитных дисках плотностью по 5 Мбайт каждый.

Пакет прикладных программ состоит из следующих отдельных программ:

- *STATPL* - для расчета параметров кривой деформирования при статическом растяжении (сжатии);
- *CYCLE* - для расчета характеристик циклического пластического деформирования;
- *CLOSUR* - для определения размаха раскрытия трещины и КИН при котором происходит открытие трещины;
- *JSNPL* - для обработки информации содержащейся в базе данных по скорости РУТ с построением графических зависимостей;
- *RUT* - для автоматизации испытаний на скорость РУТ.

Программа для расчета параметров кривой деформирования при статическом растяжении (сжатии)

Программа позволяет определять следующие характеристики механических свойств материалов: модуль упругости E , условный предел текучести $\sigma_{0,02}$, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$ и $\sigma_{0,2}$ с допуском на пластическую деформацию соответственно 0,2%, 0,05%, 0,1% и 0,2%; предел прочности σ_B , максимальное равномерное удлинение (деформация ϵ_B). Истинное сопротивление разрыву истинную деформацию при разрушении ϵ_K , а также показатель деформационного упрочнения n .

Кроме этого диаграмма деформирования в условных или истинных координатах выводится на цифровой графопроектор. Программа *STATPL* работает с исходными данными, записанными на диск, по окончании эксперимента на статическое растяжение (сжатие). Вводные данные для программы следующие:

MAT, *ITEMP*, *NOM* - материал, температура, номер образца;
DO(SHIR, TOLSCH) - диаметр (ширина, толщина) образца, мм

FP, FE, FE_2 – калибровочный коэффициент по усилию (кН/В), продольной (%/В) и поперечной (%/В) деформации;

$BAZA, DOP$ – база измерения, м; допуск при определении модуля упругости;

$R(NR)$ – массив исходных данных, усилие-продольное удлинение, поперечное сужение,

NR – размер массива R .

Блок-схема программы представлена на рис. 2.34.

На начальном этапе определяется площадь поперечного сечения образца с цилиндрической или плоской рабочей частью. Затем вычисляется модуль упругости E в соответствии со схемой (рис. 2.35). Для этого весь массив точек P_i, δ_i (усилие, удлинение) аппроксимируется по методу наименьших квадратов и вычисляются коэффициенты управления регрессии AI и BI . Если, хотя бы для одной точки $X_{1i} - X$ меньше наперед задаваемого допуска DOP , то весь массив делится пополам. Часть массива описывающая левую область диаграммы растяжения аппроксимируется по методу наименьших квадратов и снова сравнивается разница $X_{1i} - X$ с допуском DOP для точек указанного массива. Этот процесс повторяется до тех пор, пока для всех точек массива P_i, δ_i не исполнится условие $X_{1i} - X \leq DOP$. Затем, по коэффициенту регрессии BI вычисляется модуль упругости (рис. 2.35). После вычисления модуля упругости определяют условный предел текучести с различным допуском на деформации, а также другие характеристики прочности и пластичности материала, рассчитываются диаграммы $\sigma - \epsilon$, $S - e$ и $S - \psi$ пример вывода которых представлен на рис. 2.36.

Программа для расчета характеристик циклического пластического деформирования

Программа предназначена для расчета петель гистерезиса в условиях малоциклового деформирования при жестком ($\Delta \epsilon = const$)

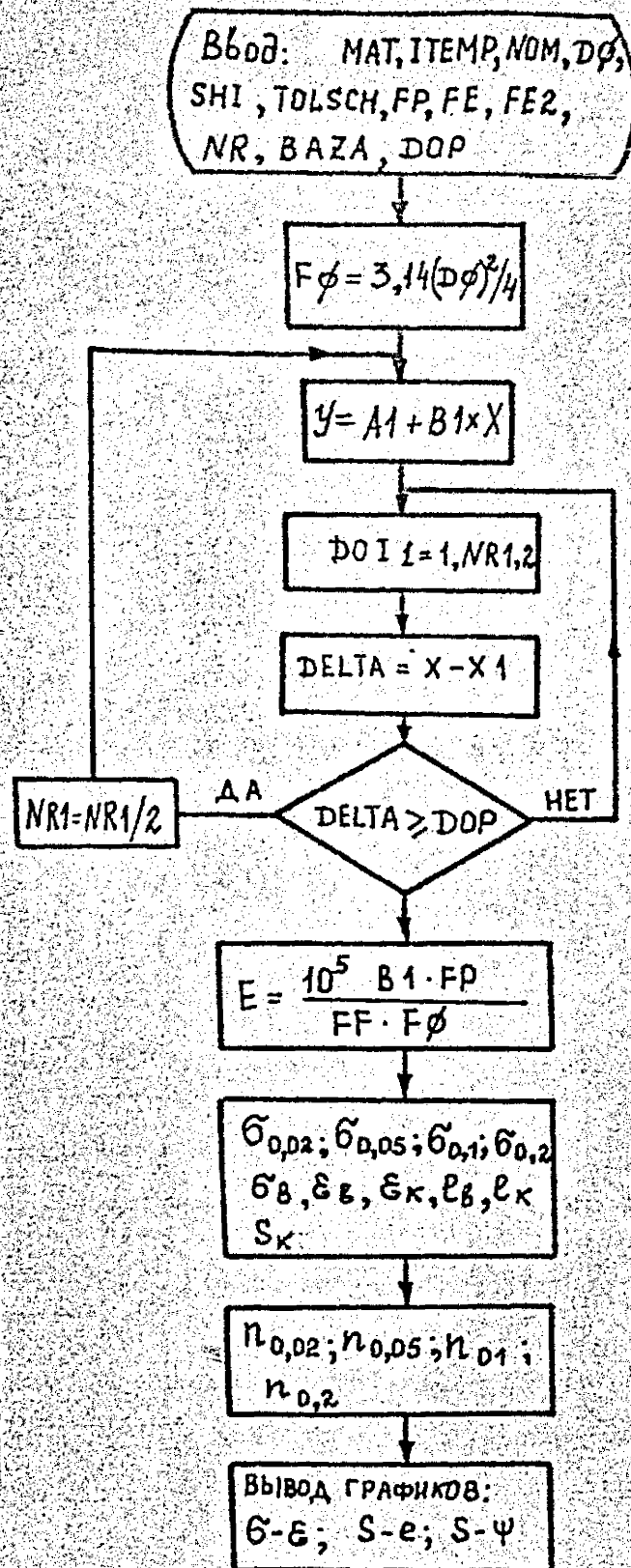


Рис.2.34. Блок-схема программы

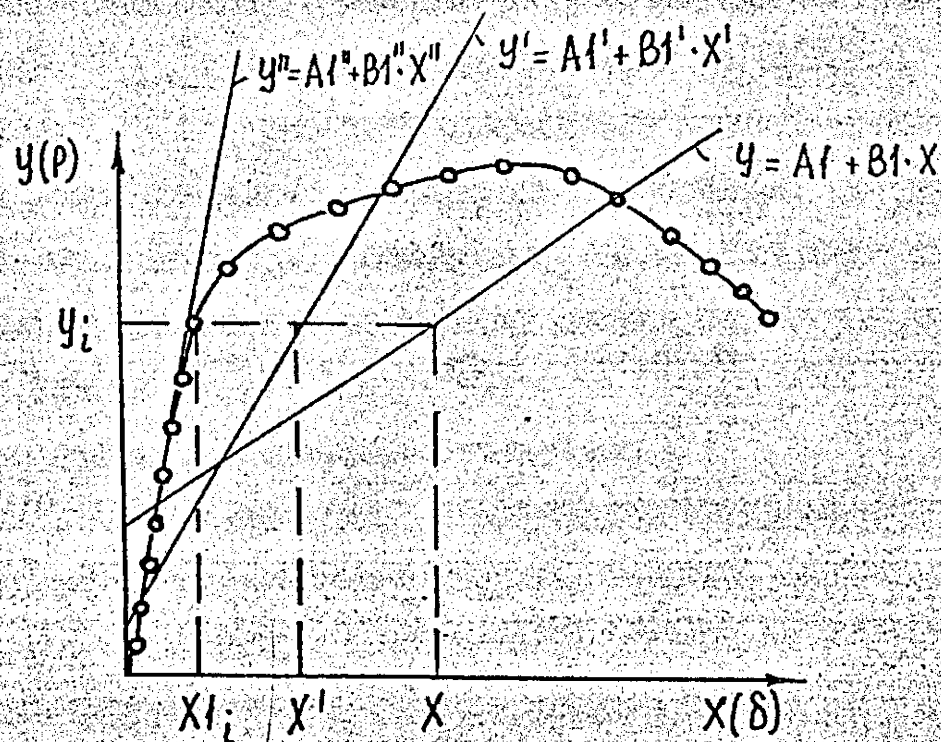


Рис. 2.35. Схема метода итерации при определении модуля упругости E .

или маятником ($\Delta \sigma = \text{const}$) нагружении при различных асимметриях цикла. При этом поциклово определяются условный предел текучести $\sigma_{0,02}$, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$, $\sigma_{0,2}$, модуль упругости, максимальная и минимальная упругоэластическая ϵ_{\max} , ϵ_{\min} и пластическая ϵ_{\max}^p , ϵ_{\min}^p деформация, ширина петли гистерезиса δ площадь петли гистерезиса (удельная энергия неупругой деформации за цикл) ΔW , накопленная пластическая деформация.

Программа *CYCLE* работает с исходными данными, записанными на диск после окончания эксперимента. Системное программное обеспечение позволяет производить непрерывную или через определенное количество циклов нагружения запись петлей гистерезиса на диск (см. п. 2.3).

Входные данные для программы следующие

MAT, ITEMP, NOM – материал, температура, номер образца;
DØ, SHIR, TOLSCH – диаметр (ширина, толщина) образца;
FR, TI, AN – параметры циклического нагружения: частота, режим ($\epsilon_a = \text{const}$, $\sigma_a = \text{const}$), асимметрия цикла;
FP, FE – калибровочный коэффициент по усилию кН/В и деформации %/В.

R (20000) – массив исходных данных усилие ϵ_1 – продольная или поперечная ϵ_2 деформация,

NR – длина считываемого массива *R*; *NZ* – количество считываемых записей; *NZ* – количество записей.

Описание переменных и массивов:

PB_i, DB_i – массив усилие и продольное удлинение (поперечное сужение) на участке увеличения нагрузки (в нечетном полупериоде);

PN_i, DN_i – массив усилие и продольное удлинение (поперечное сужение) на участке разгрузки (в четном полупериоде);

N_i, M_i – количество точек измерения соответственно в нечетном и четном полупериоде;

INC – номер полупериода.

Блок-схема программы *CYCLE* приведена на рис. 2.37.

Экспериментальная информация считывается с диска в оперативную память машины отдельными блоками (массивами), включающими от двух до десяти петель гистерезиса. Каждый последующий блок считывается только, после того как будет обработан предыдущий блок. Системная программа *DISK 62* обеспечивает запись на диск почти 2 полные петли гистерезиса, начиная с точки разгрузки.

Затем формируются массивы PB_i , DB_i и PN_i , DN_i соответственно для четного и нечетного полуцикла нагружения, рассчитываются массивы напряжения и деформации, которые выводятся на графопроектор в виде отдельных петель гистерезиса.

Модуль упругости для четного и нечетного полуцикла определяется методом итерации по аналогии с программой *STATPL* (рис. 2.36). Затем, для четного и нечетного полуцикла рассчитывается условный предел текучести, максимальное и минимальное значение пластической и упругопластической деформации, максимальное и минимальное напряжение цикла, ширина и площадь петли гистерезиса, накопленная пластическая деформация. После этого обрабатывается следующая запись петли гистерезиса. Время счета для одной петли гистерезиса составляет 5-6 с.

Программа для определения размаха раскрытия трещины и КМН при котором происходит открытие трещины *CLOSUR* описана в п. 2.3.

Программа для обработки информации, содержащейся в базе данных по скорости РУТ *JSNPL*

Программа написана на языке Фортран для Мани-ЭВМ GA 16/240, и предназначена для вычисления зависимости скорости РУТ от размаха ΔK или максимального КМН K_{max} цикла для стандартных компактных образцов при внецентренном растяжении, плоских образцов с боковой односторонней трещиной при одноосном рас-

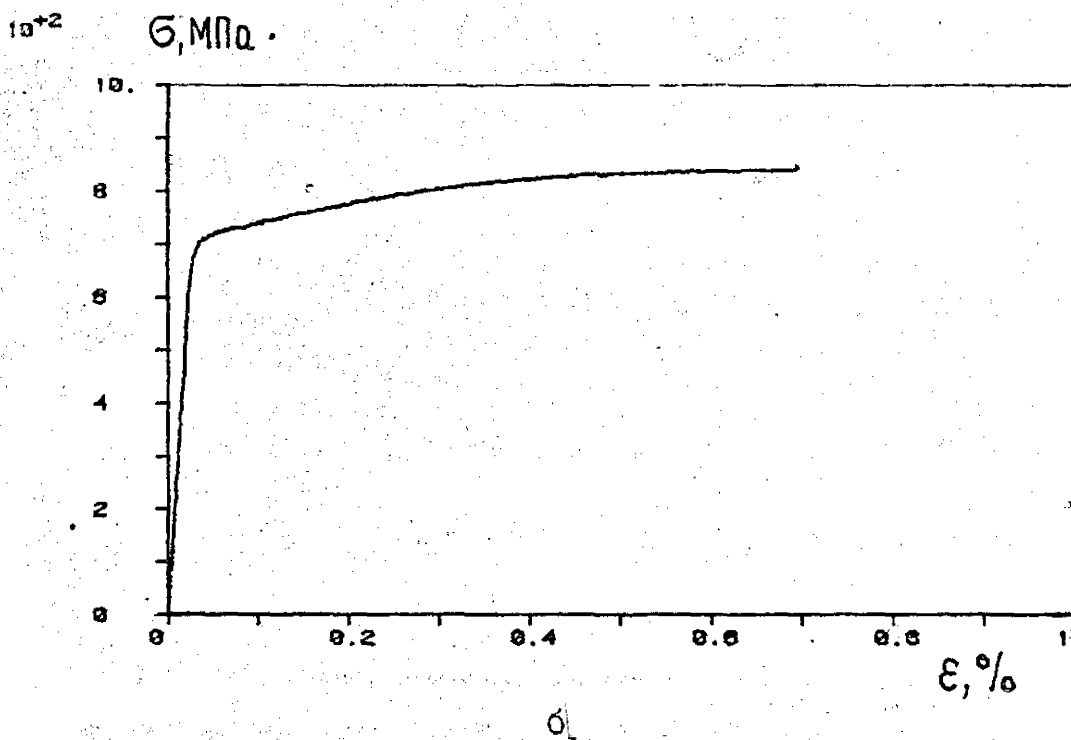
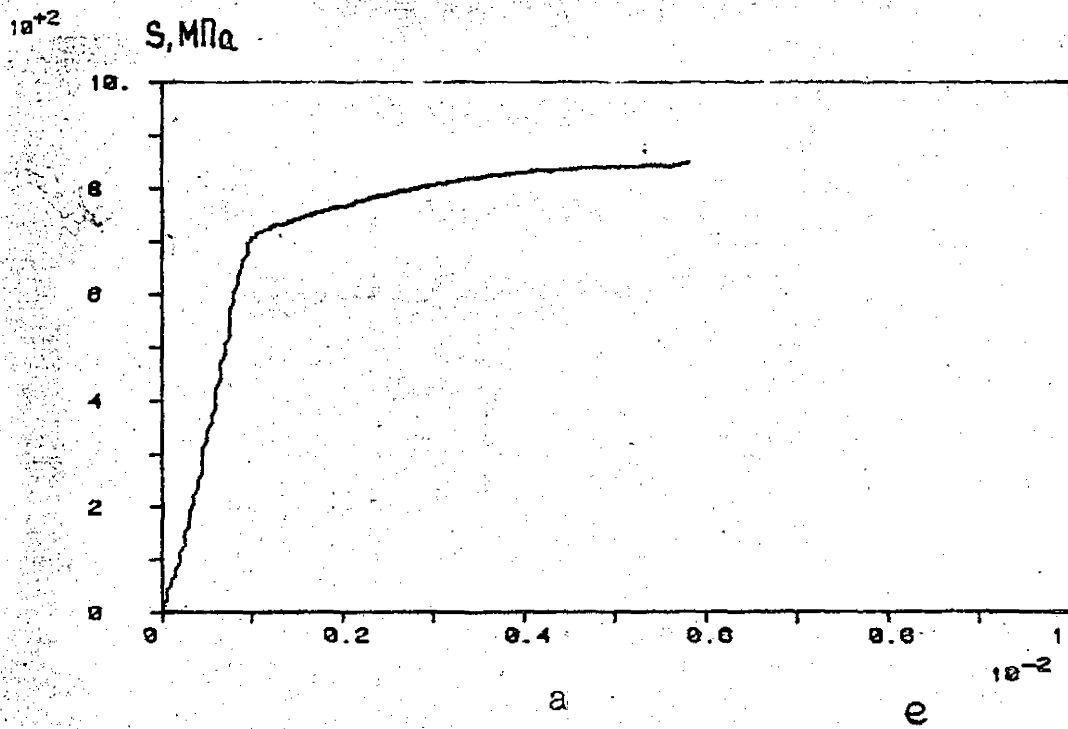


Рис. 2.36. Пример вывода диаграмм $S-e$ (а) и $\sigma-\epsilon$ (б).

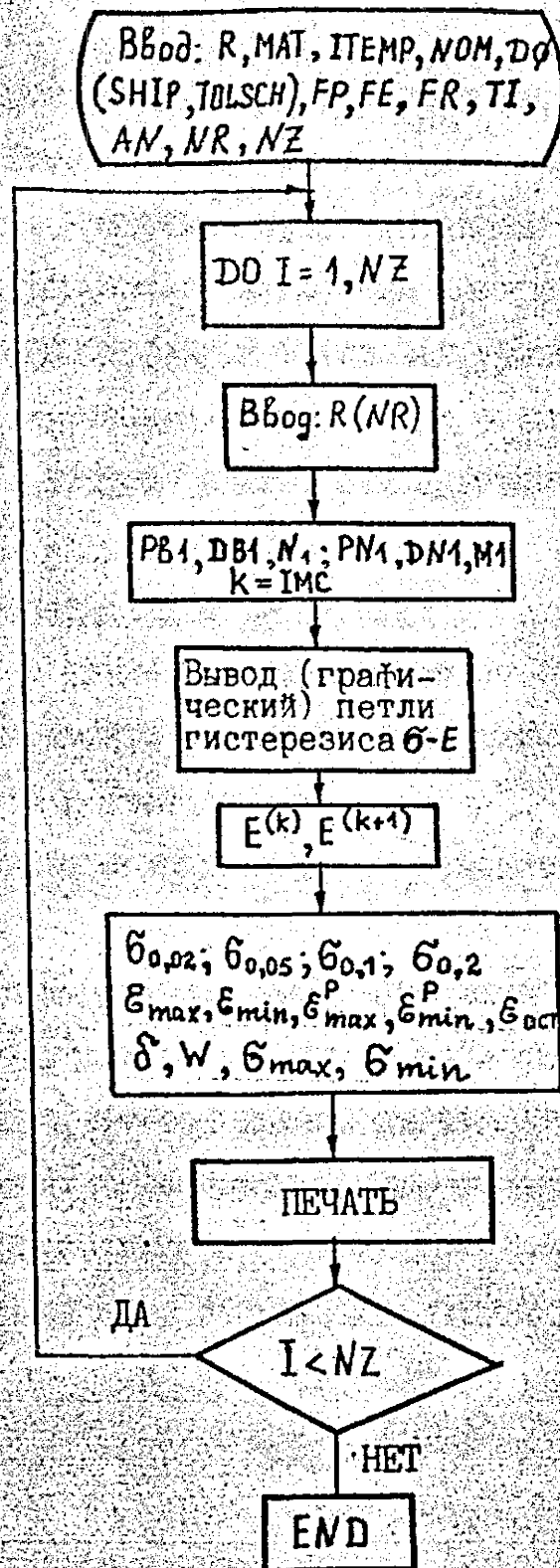


Рис.2.37 Блок-схема программы.

тении и ряда других (см. п. 2.7). Определяются также коэффициенты уравнения регрессии для указанных зависимостей и коэффициент корреляции. Программа предусматривает построение диаграммы усталостного разрушения в двойных логарифмических координатах в виде экспериментальных точек или уравнений регрессии. Программа *JSNPL* базируется на основе ранее разработанной программы / 432 /. Входные данные для программы считываются с магнитного диска на котором размещена база данных. Перечень входных данных представлен в табл. 2.2.

Дополнительно в режиме диалога вводятся следующие параметры
NV – количество этапов испытаний (или число образцов);

NN – номер записи в базе данных.

В результате работы программа на печать выводится исходные данные:

таблица содержащая порядковый номер измерения,

длину трещины на поверхности, число циклов нагружения, среднюю

длину трещины, прирост числа циклов нагружения, среднюю ско-

рость *PVT*, определяемую по двум точкам, скорость *PVT* определяе-

мую как производную зависимости длины трещины – число циклов

нагружения по трем точкам, размах *K_{МН}*, максимальный *K_{МН}* и т.д.

(табл. 2.5);

диаграмма усталостного разрушения в двойных логарифмических

координатах для каждого образца, или группы образцов при одном

или нескольких условиях испытаний (рис. 2.33).

Описание программного комплекса по автоматизации

испытаний на скорость *PVT*

Программный комплекс разработан на алгоритмическом языке

Ассемблер и работает в рамках основной программы *FMR* создан-

ной фирмой "Шенк" (ФРГ). Ориентирован на проведение испытаний

на сервогидравлических испытательных машинах серии "Гидропульс"

оснащенных управляющими Мини-ЭВМ серии *GA* или *PDP*.

Технологический цикл испытаний состоит из следующих этапов:

1. Предварительный расчет параметров, используемых при проведении испытаний.

2. Проведение испытаний.

3. Обработка результатов испытаний.

Проведение испытаний.

Испытания проводятся по следующей схеме:

1. Подготовка программы и параметров испытаний.

2. Циклическое нагружение

(максимальная нагрузка цикла F_{MAX}

минимальная нагрузка цикла F_{MIN}

количество циклов N).

3. Разгрузка от F_{MAX} до $0,75 F_{MAX}$ с регистрацией 9 значений показаний экстензометра, измеряющего раскрытие трещины, и соответствующих значений нагрузки.

4. Обработка и анализ результатов замеров, результатом которого являются новые значения параметров F_{MAX}, F_{MIN} .

5. Печать параметров предыдущего этапа нагружения и результатов анализа замеров.

6. Продолжение циклического нагружения с новыми параметрами, накопление результатов испытаний, либо окончание испытаний с распечаткой итогового протокола.

Для реализации указанных функций в рамках операционной системы FMR с помощью $USER40$ разработаны следующие программы и диалоговые команды:

1. XI - инициализация эксперимента (диалоговая);

2. XL - выполнение циклического нагружения (аналог команды BL), (программная);

3. XM - измерение раскрытия трещины (программная);

4. XI - анализ измерения раскрытия для образцов типа I

(программная);

5. *PX* - протокол измерения (программная);
6. *LX* - протокол нагружения (программная);
7. *XC* - переход по условию (программная);
8. *PX* - результирующий протокол (диалоговая);
9. *XP* - печать состояния (диалоговая).

I. Команда *XI* - инициализация эксперимента (диалоговая)

Формат команды:

```

XI  INITIALIZATION OF EXPERIENCE
    STATUS OF EXPERIENCE: 199
    LOADING CHANNEL: 1
                                MEASUREMENT CHANNEL: 2

    DCODN      [MM]           0.00
    DCODZ      [MM]           0.00
  
```

Команда *XI* (диалоговая) выполняется перед запуском испытаний и устанавливает начальные значения параметрам испытаний.

Описание параметров:

1) *STATUS OF EXPERIENCE* 199 (состояние эксперимента)

- целое в диапазоне от 0 до 199

199 - начало эксперимента, трещина не стронулась, не зачетная, зачетных замеров длины трещины нет.

198 - трещина стронулась, но не зачетная, зачетных замеров длины трещины нет.

0 - трещина зачетная, зачетных замеров нет.

1...197 - трещина зачетная, произведено указанное количество зачетных замеров длины трещины.

2) *LOADING CHANNEL* : 1 (канал нагружения)

- целое в диапазоне от 1 до номера максимального канала в конфигурации системы.

- указывает номер интерфейса канала нагружения.

3) MEASUREMENT CHANNEL : 2 (канал измерения)

- целое в диапазоне от 1 до номера максимального канала в конфигурации системы;
- указывает номер интерфейса канала измерения к которому подсоединен экстензометр,

4) DCODN /MM/ 0.0000 (начальное раскрытие трещины)

- положительное действительное.
- = 0. - когда состояние эксперимента = I99;
- DCODN - (смотри команду) после первого этапа нагружения. Устанавливается для продолжения прерванного эксперимента, когда трещина еще не стронулась, т.е. состояние эксперимента = I99.

5) DCODZ /MM/ 0.0000 (зачетное раскрытие трещины)

- положительное действительное.
- = 0. - когда состояние эксперимента = I99 в начале испытаний;
- = DCODZ - после первого этапа нагружения (смотри протокол испытаний);
- = DCOD - (смотри команду PX) после первого зачетного этапа нагружения. Устанавливается для продолжения прерванного эксперимента, когда трещина стронулась, т.е. состояние эксперимента = 0.

6) N (NUMBER OF AMPLITUDES)

(количество отработанных циклов при текущем FMAX).

2. Команда XL - выполнение циклического нагружения
(программная)

Формат команды:

XL		
FMAX	/ кг/	1500.000
FMIN	/ кг/	150.000
N		5000

Команда *XL* (аналог команды *FMR BL*) выполняет циклическое нагружение от *FMAX* до *FMIN* указанное в параметре *N* количество циклов (в отличие от команды *BL*, где в параметре *N* указывается количество полуциклов).

Отличие команды *XL* от команды *BL* в том, что параметры команды *XL* (*FMAX*, *FMIN*, *N*) меняются в процессе испытания в зависимости от результатов анализа, производимого после выполнения команд *XM* (измерение) и *X1* (анализ).

3. Команда *XM* - измерение раскрытия трещины (программная)

Формат команды:

XM

(измерение раскрытия трещины)

Параметры отсутствуют.

Команда *XM* выполняет нагружение от *FMAX* до $0,75 FMAX$ с регистрацией 9 значений показаний экстензометра (канал измерения) и соответствующих 9 значений показаний динамометра (канал нагружения). Эти данные передаются в программу анализа.

4. Команда *X1* - анализ измерения раскрытия трещины для образцов типа I (программная)

Формат команды:

X1 1 SPACEMENT, ANALYSIS AND PROTOCOL

B [mm] 40.000

W [mm] 80.000

E [кг/мм²] 7200.000

A ϕ [mm] 16.000

AKON [mm] 45.000

D2DLN 0.001

M 2

NS 2000.000

NZ 1000.000

Команда *X1* производит обработку и анализ результатов

замеров, полученных на этапе изморения (команда XM), по раскрытию трещины определяет длину трещины, анализирует процесс роста трещины, по результатам анализа изменяет параметры нагружения для команды XL , готовит данные для протокола испытаний.

Описание параметров:

1). $B [mm] = 40.000$

(Толщина образца).

Положительное действительное.

2). $W [mm] = 80.000$

(Расстояние от оси отверстий до задней кромки образца).

Положительное действительное.

3). $E [кг/мм^2] = 7200.000$

(Модуль упругости)

Положительное действительное.

4). $A\phi [mm] = 16.000$

(Расстояние от оси отверстий до устья надреза)

Положительное действительное.

5). $ACON [mm] = 45.000$

(Конечная длина трещины, т.е. расстояние от оси отверстий до устья трещины).

Когда трещина достигнет величины, равной $ACON$ испытания прекращаются.

Положительное действительное.

6). $D2LDN 0.001$

(Максимальная допустимая скорость роста трещины (мм/цикл)).

7). $M 2$

(место установки экстензометра)

Положительное целое от 0 до 4.

Место установки экстензометра описано в разделе

8). $NS 2000.000$

(Количество циклов после страгивания трещины).

После того как трещина строилась, параметр N в команде XL заменяется на величину NZ .

Положительное целое.

9). $NZ = 1000.000$

(Количество циклов после того как трещина стала зачетной).

После того как трещина стала зачетной, параметр N в команде XL заменяется на величину NZ .

Положительное целое.

5. Команда PX — протокол измерения (программная)

Формат команды:

PX

(Протокол канала измерения).

Параметры отсутствуют.

По команде PX выдается протокол в виде:

LOADING CHANNEL:1 MEASUR CHANNEL:2 STATUS OF EXP:10
STEP 71 $L[mm]$ 2,0E+0,1 $DCOD[mm] = 0,049$

где:

$STEP$ — порядковый номер этапа испытаний

$L[mm]$ — длина трещины

$DCOD[mm]$ — раскрытие трещины

6. Команда LX — протокол нагружения (программная)

Формат команды:

LX

Параметры отсутствуют.

По команде LX выдается протокол в виде:

$FMAX = 1425.000$ $FMIN = 100.000$ NUMBER OF LOADS
3.4000 + 04

где:

$FMAX$ — максимальная нагрузка цикла

$FMIN$ — минимальная нагрузка цикла

N — количество выполненных циклов при текущих

нагрузкам.

7. Команда XC — переход по условию (программная)

Формат команды:

XC CONDITIONAL JAMP

TEST CONTINUE AT LOCATION: 0

(переход по условию испытание продолжить со строки: 0)

В результате анализа командой *X1* устанавливается признак окончания испытания.

Если признак установлен, то осуществляется переход на следующую строку программы, в противном случае осуществляется переход на строку, указанную в команде.

8. Команда PX — результирующий протокол (диагностическая)

Формат команды:

PX RESULTING PROTOCOL

Параметры отсутствуют.

По команде *PX* выдается протокол в виде:

№	I/A	/ мм / =	
1	14000	1.650	+01
2	16000	1.752	+01
3	18000	1.807	+01
4	20000	1.850	+01
5	22000	1.912	+01
6	24000	2.010	+01
7	26000	2.250	+01
8	28000	2.550	+01
9	30000	2.950	+01
10	32000	3.650	+01
11	3.4000 +04	4.234	+01
12	3.6000 +04	4.3950	+01
13	3.8000 +04	5.750	+01

где:

- N - порядковый номер зачетного замера,

NV - наработка (циклы) при текущей нагрузке,

$[NM]$ - длины трещины.

9. Команда XP - печать состояния эксперимента (диагностика)

Параметры отсутствуют.

По команде XP выдается протокол в виде:

```
XP  PRINT  STATUS
      CRACK  GROWTH  COMPATING  TEST
      STATUS  OF  EXPERIENCE  :  27
      LOADING  CHANNEL  :  1
```

MEASUREMENT CHANNEL: 2

```
PMAX /кг/      1425.0000    FMIN /кг/      100.0000
NUMBER OF LOADS 2000    ARE RESTING      367
```

где:

STATUS OF EXP. 199

(состояние эксперимента)

LOADING CHANNEL 1

(канал нагружения)

MEASUREMENT CHANNEL 2

(канал измерения)

F_{MAX} - максимальная нагрузка цикла

F_{MIN} - минимальная нагрузка цикла

NUMBER OF LOADS - количество выполняемых циклов в текущей команде

ARE RESTING - количество циклов, которое осталось выполнить в текущей команде

Выводы

1. На базе сервогидравлической испытательной машины "Гидропульс" с управляющей МИНИ-ЭВМ разработаны методики автоматизированного исследования статической и циклической прочности и закономерностей неупругого циклического деформирования гладких образцов в диапазоне температур 77...623 К в условиях жесткого и мягкого нагружения.

2. Создан комплекс методик исследования трещиностойкости материалов при статическом и циклическом нагружении образцов толщиной 7,5...50 мм в диапазоне температур 77...623 К с учетом влияния предварительного пластического деформирования образцов при наличии и отсутствии трещины.

3. Разработана методика оптического определения раскрытия вершины трещины усталости по результатам измерения смещения берегов трещины на некотором удалении от ее вершины, основанная на установленной инвариантности отношения размаха раскрытия трещины к эффективному размаху КИИ от расстояния до ее вершины. Достоверность получаемых характеристик обеспечивается высокой точностью измерения смещения берегов трещины, а также статистической обработкой диаграмм $P-\delta$.

4. На основе метода податливости разработана методика автоматизации испытаний на скорость роста усталостных трещин, учитывающая эффект смыкания берегов трещины, позволяющая проводить исследования при постоянной и ступенчато изменяющейся амплитуде нагрузки и получать полную диаграмму усталостного разрушения.

5. Предложен способ определения динамической вязкости разрушения материалов по результатам испытаний на циклическую трещиностойкость на стадии неустойчивого роста усталостной трещины. Высокая достоверность определяемых характеристик обеспечивается.

печивается за счет учета средней скорости распространения трещины при скачках.

6. С использованием метода акустической эмиссии разработана и апробирована методика определения параметров хрупких скачков трещины малой длины при статическом и циклическом нагружении, а именно: длины трещины до и после скачка, момент старта и остановки трещины, средней скорости роста трещины при скачке.

7. Разработана и реализована на мини-ЭВМ база данных по скорости роста усталостных трещин, обеспечивающая систематизацию большого объема экспериментальных данных, а также разработан пакет прикладных программ для математической обработки и вывода информации.

8. Разработан пакет прикладных программ на алгоритмическом языке Фортран для обработки результатов испытаний на прочность и трещиностойкость при статическом и циклическом нагружении, позволяющей существенно снизить трудоемкость экспериментальных исследований и повысить достоверность определяемых характеристик и зависимостей.

ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ

Как отмечалось выше, одной из основных задач, решаемых в данной работе, является разработка модели роста усталостной трещины. Предполагается, что модель будет основана на рассмотрении процесса накопления повреждений и усталостного разрушения материала в вершине трещины. Поэтому необходимо было исследовать характеристики циклической прочности и закономерности неупругого циклического деформирования различных классов материалов (циклически упрочняющихся и циклически разупрочняющихся), которые будут использованы при расчетах скорости РУТ по модели.

Значительное внимание уделяется исследованию деформационных и энергетических критериев усталостного разрушения с учетом влияния предварительной однократной пластической деформации растяжением.

Как отмечалось выше (глава I), в вершине трещины при циклическом нагружении реализуется уругопластическое нагружение близкое к жесткому. Поэтому основные исследования циклической прочности и закономерностей неупругого деформирования выполнены при жестком симметричном цикле нагружения.

Отдельные результаты получены также при мягком симметричном цикле нагружения.

3.1. Характеристики механических свойств

В настоящем разделе приведены характеристики механических свойств исследованных конструкционных материалов и их сварных швов. Это корпусные теплоустойчивые стали 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(II).

15Х2МФА(Ш), 15Х2МФАА, 15Х2НМФА, 15Х2НМФАА и сварные швы, выполненные проволокой Св-10ХМФТ(І), Св-10ХМФТ(ІІ); металлы наплавки 10Х16Н25АМ6; основной металл, металл зоны термического влияния и металл сварного шва титанового сплава типа ВТ6С; сталь 20Л и алюминиевый сплав АМг6. Характеристики механических свойств исследованных материалов представлены в табл. 3.І. Сталь 15Х2МФА, 15Х2МФАА, 15Х2НМФАА, а также сварные швы 10ХМФТ и металл наплавки 15Х2НМФАА используются при изготовлении корпусов атомных реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000. Сварной шов 10ХМФТ выполняли под слоем флюса АН-42.

Титановый сплав типа ВТ6С используется при изготовлении крупнотонабортных конструкций специального назначения. Сварное соединение из сплава типа ВТ6С выполняли методом ручной аргоно-дуговой сварки плавящимся электродом с присадкой из сплава ВТІ.

Сталь 20Л применяется для изготовления литых деталей грузовых вагонов подвижного состава. Алюминиевый сплав АМг6 находит широкое использование в авиастроении.

Сталь 15Х2МФА(І) и ее сварной шов, выполненный проволокой марки Св-10ХМФТ(І), соответствует состоянию материала корпуса реактора в начале эксплуатации. С помощью термической обработки смоделированы механические свойства, а также температура хрупкости, аналогичные свойствам радиационно облученной стали и ее сварного соединения в области активной зоны к концу срока эксплуатации – сталь 15Х2МФА(Ш) и Св-10ХМФТ(ІІ). Расчетная доза облучения нейтронами к концу срока эксплуатации (примерно 40 лет) корпуса реактора ВВЭР-440 составляет

$$F = 2,42 \cdot 10^{20} \text{ нейтр/см}^2, \text{ с энергией более } 0,5 \text{ Мэв при}$$
 температуре облучения 543 К. При этом сдвиг температуры хрупкости для стали и сварного шва составляет соответственно $\Delta T_{ko} = 120 \text{ К}$ и 160 К .

Таблица 3.1

Характеристики механических свойств
исследованных материалов

Материал, состав, %	Термообработка	Т, К	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\delta, \%$	$\psi, \%$
			МПа			
1	2	3	4	5	6	7
Сталь 15Х2НМФА(I): 0,18 C, 0,62 Mn, 0,3 V; 0,37 Si, 0,475 Mn, 0,16 Ni, 2,58 Cr, 0,011 Ti, 0,19 S, 0,013 P	Закалка с 1273 К 13 ч в масле; отпуск при 293 К 24 ч в воздухе, доп. отпуск при 923...943 К 84 ч в воздухе	77 183 213 243 293 623	1041 686 674 647 584 545	1115 805 783 752 700 511	18,6 24,1 23,0 20,4 21,0 14,7	31,1 72,1 72,8 74,2 74,6 70,3
Сталь 15Х2НМФА(II): Хим.состав тот же	Закалка с 1273 К 6 ч в масле, отпуск	293	800	-	-	-
Сталь 15Х2НМФА(III): Хим.состав тот же	Закалка с 1273 К 4 ч в масле, от- пуск при 893 К 6 ч (однократ- ный)	77 183 293 373 473 623	1440 1160 1100 1040 956 880	1590 1250 1157 1109 1016 970	3,1 14,2 16,6 15,7 15,6 15,2	2,9 54,0 67,2 65,8 67,4 65,2
Сталь 15Х2НМФА: 0,16 C, 0,64 Mn, 0,04 Cu, 1,73 Cr, 0,006 S, 1,65 Ni, 0,003 P	Закалка с 1193 К 10 ч в воде, отпуск при 948 К 10 ч в воздухе	183 293	750 650	840 730	25,0 23,0	67,0 71,0
Сталь 15Х2НМФАА: 0,15 C, 0,64 Mn, 0,29 Si, 0,25 V, 0,45 Mn, 0,05 Cu, 2,65 Cr, 0,011 S, 0,07 Ni, 0,012 P	Закалка с 1273 К 10,5 ч в масле, отпуск при 963... 973 К 19 ч в воздухе, доп. отпуск при 933... 943 К 50 ч в воздухе	123 183 243 293 623	923 689 616 554	926 761 718 650	18,2 22,4 21,9 19,9	54,8 60,4 75,1 77,4
Сталь 15ХЗНМФА: 0,16 C, 0,40 Mn, 0,23 Si, 0,012 S, 0,005 P, 2,25 Cr, 0,99 Ni, 0,52 Mn, 0,11 V, 0,002 Co, 0,003 As	Закалка с 1273 К в воде, отпуск при 953 К 10 ч в воздухе	293	545	475	13,0	53,2

Продолжение табл. 3.1

1	2	3	4	5	6	7
Сварной шов Св ЮХИМТ(I), 0,04 C, 1,17 Mn, 0,039 P, 0,51 Mo, 0,43 Si, 1,30 Cr, 0,10 Ni, 0,20 V, 0,014 S	Отпуск при 923 К 45 ч в воздухе	293	560	624	21,3	66,3
Сварной шов Св ЮХИМТ(II)		293	660	700	20	-
Металл наплав- ки ЮХИМТ(II) 6	Отпуск при 918 К 10 ч в воздухе (после наплавки на торец плиты)					
Титановый сплав типа BT6C	состояние постав- ки	293	847	958	10,7	30,3
			829	948	-	-
Металл сварного шва сплава типа BT6C	состояние постав- ки	293	518	618	16,2	50,0
			635	703	-	-
Металл зоны технологического влияния сплава типа BT6C	состояние постав- ки	293	827	899	10,9	32,9
			921	1058	-	-
Сплав AMT6	состояние постав- ки	293	200	395	28,2	46
			$\bar{\sigma}_{0.2}$	$\bar{\sigma}_B$	$\delta\%$	$\psi\%$

* в числителе данные для образца $\varnothing 4$ мм / 436 /.

в знаменателе для корсетного образца $\varnothing 10$ мм (рис. 2.1,6)

Сталь 15Х2МФА(П) соответствует состоянию материала к середине срока эксплуатации. В этом случае, интегральный флюкс составляет $1,21 \cdot 10^{20}$ нейтр/см², с энергией более 0,5 Мэв.

На рис. 3.1 представлены температурные зависимости характеристик прочности σ_B и $\sigma_{0,2}$ и пластичности δ и ψ стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ) при кратковременном растяжении цилиндрических образцов диаметром рабочей части 8 мм. Из рис. 3.1 видно, что при повышении температуры испытаний от 77 до 623 К значения σ_B и $\sigma_{0,2}$ уменьшаются, а характеристики пластичности δ и ψ сначала увеличиваются, а затем остаются неизменными (для стали 15Х2МФА(ІІІ) или уменьшаются (для стали 15Х2МФА(І))). Снижение температуры отпуска с 943 до 893 К приводит к существенному (в 1,4...1,7 раза) повышению условного предела текучести и предела прочности стали 15Х2МФА. При этом повышение температуры испытаний от 77 до 293 К приводит к увеличению отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ стали 15Х2МФА(І). С дальнейшим увеличением температуры до 623 К значение $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ уменьшается и становится равным $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ при 150 К. При 293 К $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ достигает значения 1,2, что соответствует верхней границе для циклически разупрочняющихся материалов / 433 /. Сталь 15Х2МФАА по сравнению со сталью 15Х2МФА(І) имеет более низкое содержание углерода (на 16%), серы (на 42%), а также примесных элементов, таких как никель (на 65%), ванадий (на 17%). Кроме этого сталь 15Х2МФАА имеет нормированное содержание меди (0,05%) и в ней отсутствуют примеси титана (табл. 3.1). Пониженное содержание примесей в стали 15Х2МФАА обеспечивает более низкий коэффициент радиационного охрупчивания / ¹⁷⁶337, ¹⁶434, ¹³⁵435 /, по сравнению со сталью 15Х2МФА(І).

Из сравнения графиков (рис. 3.2) следует, что сталь 15Х2МФАА имеет более низкий предел прочности и предел текучести $\sigma_{0,2}$ (при температуре выше 183 К). Однако, характеристики

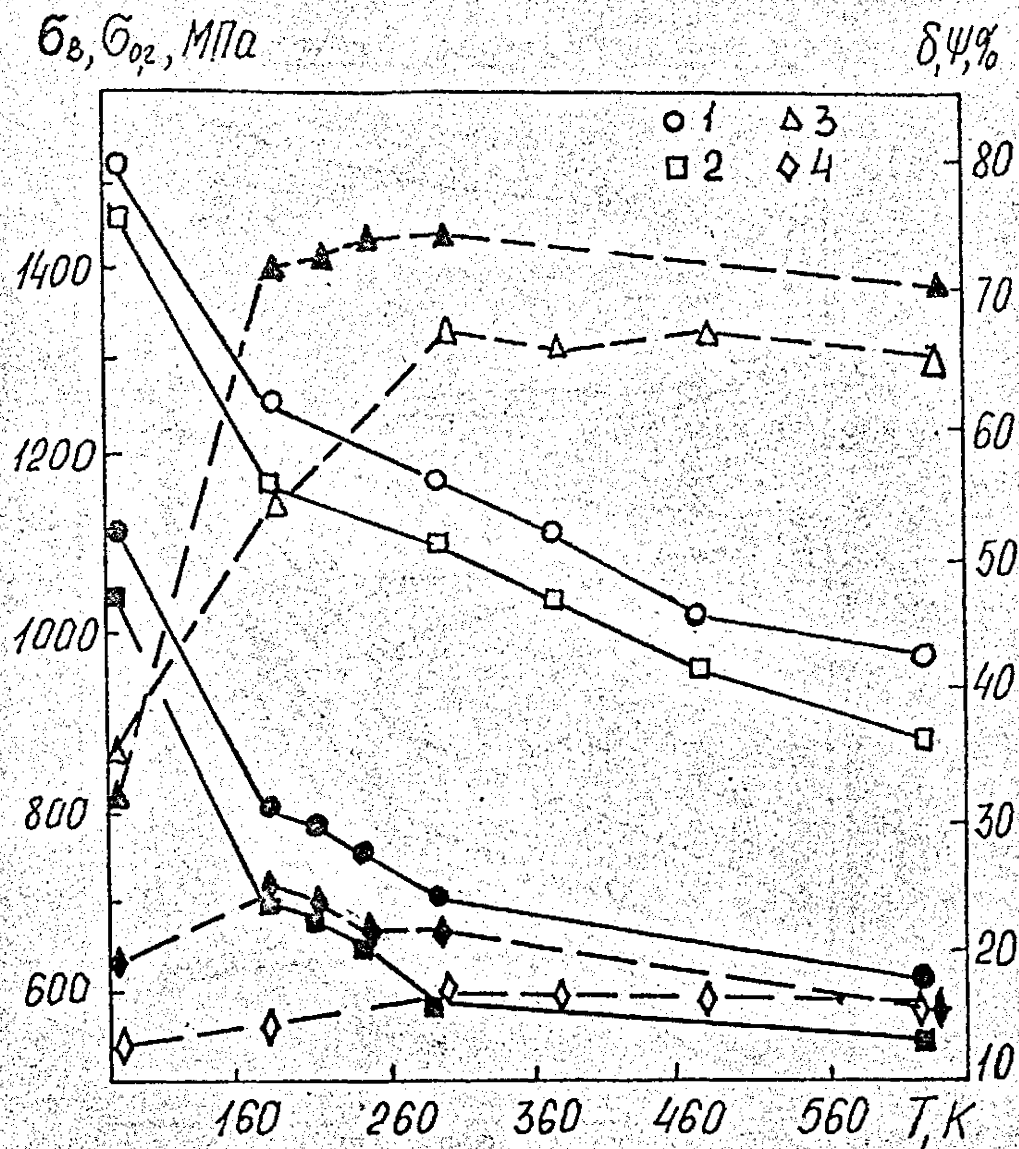


Рис. 3.1. Температурные зависимости характеристик механических свойств стали 15X2MFA(I) — затемненные точки, 15X2MFA(III) — светлые точки.
 1 — σ_8 , 2 — $\sigma_{0.2}$, 3 — ψ , 4 — δ .

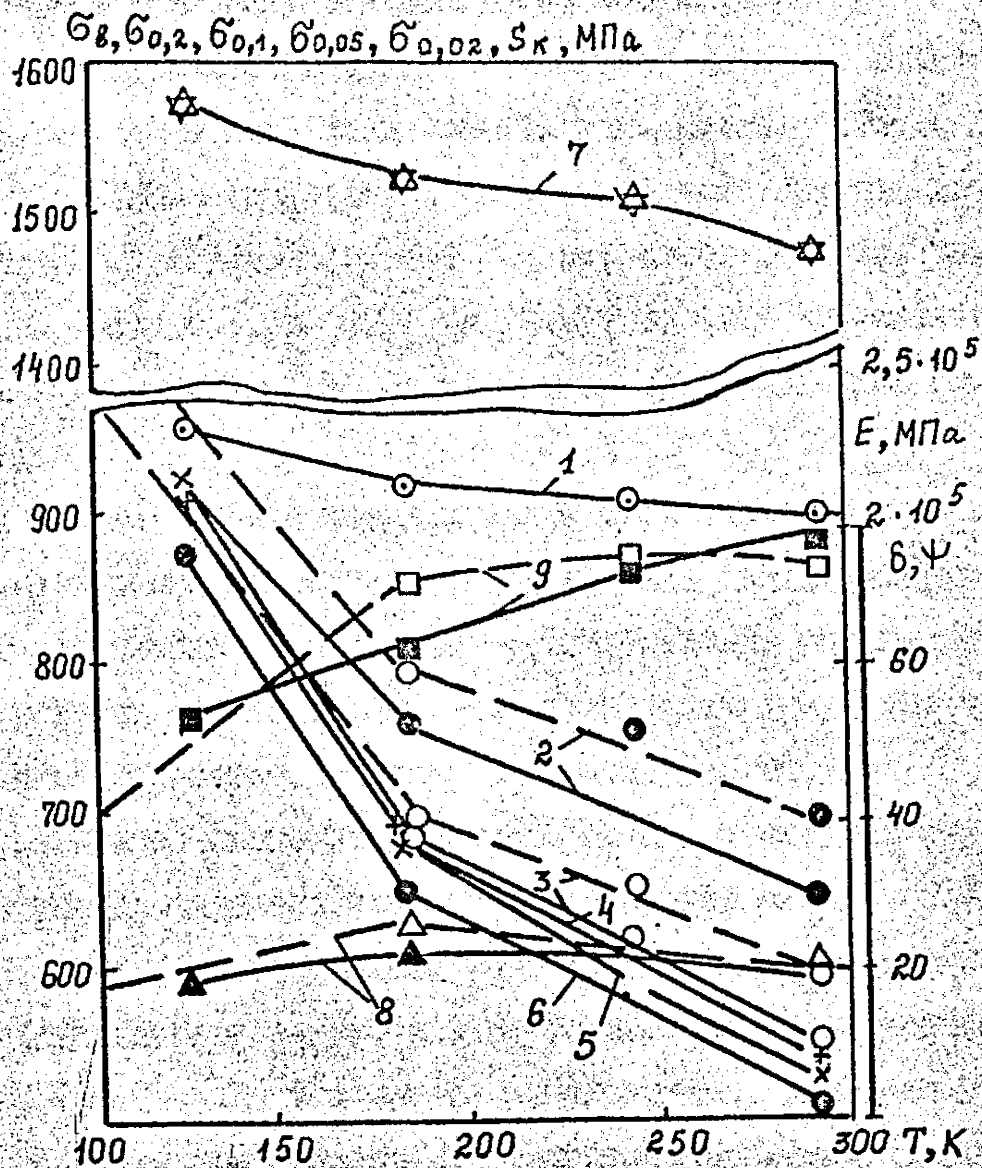


Рис. 3.2. Сравнение характеристик механических свойств стали I5X2MFA (пунктирные линии) и I5X2MFAA (сплошные линии)
 1 - E, 2 - σ_b , 3 - $\sigma_{0.2}$, 4 - $\sigma_{0.1}$, 5 - $\sigma_{0.05}$
 6 - $\sigma_{0.02}$, 7 - σ_k , 8 - δ , 9 - ψ .

пластичности (δ и ψ) указанных сталей близки и меняются неоднозначно в исследуемом диапазоне температур.

Механические характеристики основного металла, металла сварного шва и металла зоны термического влияния титанового сплава типа BT6C определялись на пятикратных образцах диаметром 4 мм (ГОСТ 22706-77) / 436 / и корсетных образцах диаметром 10 мм (рис. 2.1,6). Образцы диаметром 4 мм вырезали из сварной плиты толщиной 25 мм по схеме, представленной на рис. 3.3.

Для оценки свойств металла шва и зоны термического влияния корсетные образцы диаметром 10 мм вырезали соответственно из сварного соединения в поперечном, относительно шва направлении и из заготовок основного металла, предварительно подвергнутых термической обработке, имитирующей цикл сварки.

Механические свойства основного металла, металла сварного шва и зоны термического влияния представлена на рис. 3.4 и в табл. 3.1 / 437 /. Результаты испытаний цилиндрических образцов свидетельствуют о том, что самые высокие прочностные свойства (σ_B , $\sigma_{0.2}$) имеет основной металл, наименее прочным и в то же время наиболее пластичным является металл сварного шва. При этом наблюдается незначительный разброс этих характеристик. Вместе с тем, анализ полученных данных показывает, что при испытании корсетных образцов наибольшие значения σ_B и $\sigma_{0.2}$ отмечаются в зоне термического влияния, а наиболее низкие в металле сварного шва. Прочностные свойства основного металла имеют промежуточные значения, причем более высокий разброс экспериментальных данных по $\sigma_{0.2}$.

Как следует из рис. 3.4 соответствие между значениями σ_B и $\sigma_{0.2}$, определенными на образцах обоих типов, наблюдается только для основного металла. Различие между средними значениями, составляющее не более 1% для σ_B и не более 2% для $\sigma_{0.2}$.

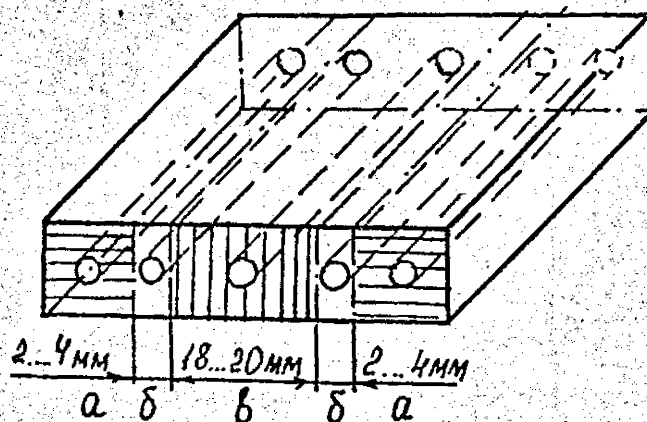


Рис. 3.3. Схема вырезки цилиндрических образцов:
 а — основной металл, б — зона термического
 влияния, в — сварной шов. Сплав ВТ6с.

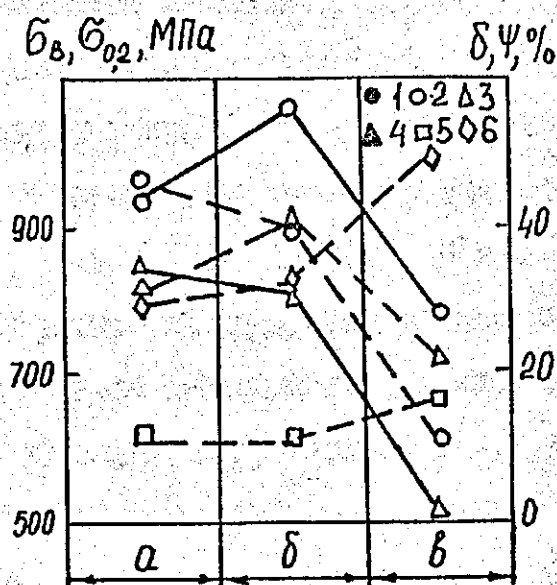


Рис. 3.4. Механические свойства различных участков сварного соединения титанового сплава типа BT6C, а - основной стали, б - зона термического влияния, в - сварной шов. 1, 2 - $\sigma_{\text{в}}$; 3, 4 - $\sigma_{0,2}$; 5 - δ ; 6 - ψ . (Сплошные линии - корсетные образцы с минимальным диаметром 10 мм, штриховые - цилиндрические образцы диаметром 4 мм).

свидетельствует об отсутствии анизотропии свойств в основном металле титанового сплава типа BT6C.

При вырезке цилиндрических образцов ось образца совпадала с продольным направлением сварного шва, а при изготовлении корсетных образцов она была перпендикулярна направлению сварного шва и зоне термического влияния.

Существенное различие между прочностными свойствами разных типов образцов для сварного шва ($\sigma_B = 618 \text{ МПа}$ ($\varnothing 4 \text{ мм}$) и 787 МПа ($\varnothing 10 \text{ мм}$), а также для зоны термического влияния ($\sigma_B = 899 \text{ МПа}$ ($\varnothing 4 \text{ мм}$) и 1058 МПа ($\varnothing 10 \text{ мм}$) может быть результатом как анизотропии свойств, так и влияния соседних участков сварного соединения. Например, образцы диаметром 4 мм вырезали из зоны термического влияния, ширина которой колебалась от 2 до 4 мм . Это, естественно, вносило некоторые погрешности в определяемые характеристики, поскольку в ряде случаев испытанию подвергали не материал зоны термического влияния, а композит металл зоны термического влияния – основной металл или металл зоны термического влияния – сварной шов.

3.2. Циклическая прочность и закономерности неупругого деформирования материалов и сварных швов

Исследование циклической прочности и закономерностей неупругого деформирования I5X2MFA(I) и I5X2MFA(III) проводили при температуре 293 К в условиях контролируемой амплитуды упруго-пластической деформации $R_\epsilon = -1$ в соответствии с методикой (п. 2.1) на образцах с цилиндрической рабочей частью диаметром 10 мм .

Для оценки циклической прочности использовали деформационные и энергетические критерии разрушения.

Известно, что амплитуда упругопластической деформации свя-

зана с числом циклов до разрушения следующей зависимостью
⁹⁷ / 6, 438 / ¹⁴²

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = C_e N^{n_e} + C_p N^{n_p}, \quad (3.1)$$

где ε_a , ε_{ae} , ε_{ap} — соответственно амплитуда общей упругой и пластической деформации; C_e , C_p , n_e , n_p — характеристики материала, значения которых для исследованных материалов приведены в табл. 3.2.

Для металлов независимо от числа циклов нагружения, разрушение имеет место, когда энергия неупругого гистерезиса достигает критического значения / 439 ¹⁸⁸ /

$$W_y = \sum_{i=1}^{N_T} \left[\Delta W_i - \Delta W_z \left(\frac{\Delta W_i}{\Delta W_z} \right)^\beta \right] = \text{const}, \quad (3.2)$$

где ΔW_z — удельная энергия неупругой деформации за цикл, при напряжениях равных пределу усталости; ΔW_i — удельная энергия неупругой деформации в i -м цикле. Параметр β в этом случае определяет интенсивность нарастания неопасной части рассеиваемой энергии с увеличением N_T .

В диапазоне $N_T = 10^2 \dots 2 \cdot 10^4$ кривые циклической прочности сталей 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) в терминах амплитуды упругопластической деформации практически совпадают (рис. 3.5).

Для исследованных сталей наблюдается различный характер изменения суммарной удельной энергии неупругой деформации от числа циклов до разрушения (рис. 3.6). С увеличением N_T удельная энергия неупругой деформации увеличивается для стали 15Х2МФА(I) и практически остается неизменной для стали 15Х2МФА(III). Кроме того сталь 15Х2МФА(I) обладает большей способностью к рассеянию энергии при циклическом нагружении по сравнению с 15Х2МФА(III).

Таблица 3.2

Параметры уравнения (3.1) и (3.4)

для исследованных материалов

Материал	Уравнение (3.1)				Уравнение (3.4)	
	C_e	n_e	C_p	n_p	K'	N'
ИХХММА(I)	0,367	-0,081	3,66	-0,352	768,6	0,097
ИХХММА(II)	0,798	-0,10	70,9	-0,957	1145	0,046
Осн. металл сплава ВТ6С	-	-	11,7	-0,649	636	0,023
Сварной шов сплава ВТ6С	-	-	9,74	-0,834	620	0,040
Зона термичес- кого влияния сплава ВТ6С	-	-	3,33	-0,453	1489	0,130

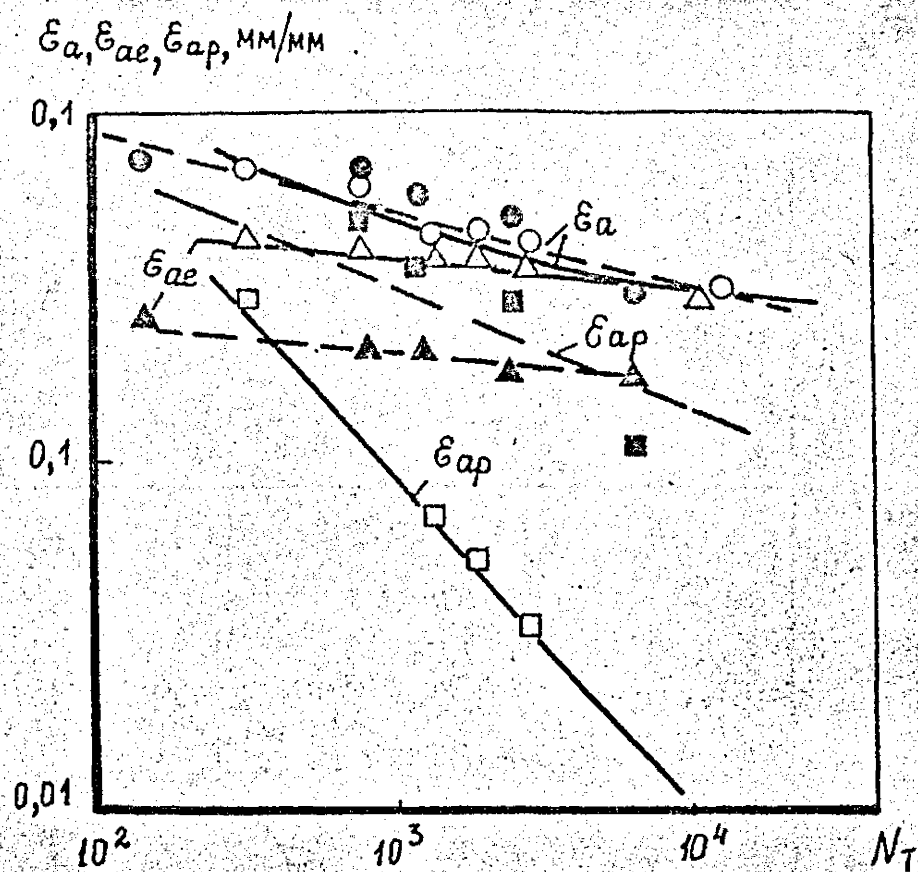


Рис. 3.5. Кривые циклической прочности стали
15X2MFA(I) (пунктирные линии) и 15X2MFA(III)
при 293 К. $R_\epsilon = -1$.

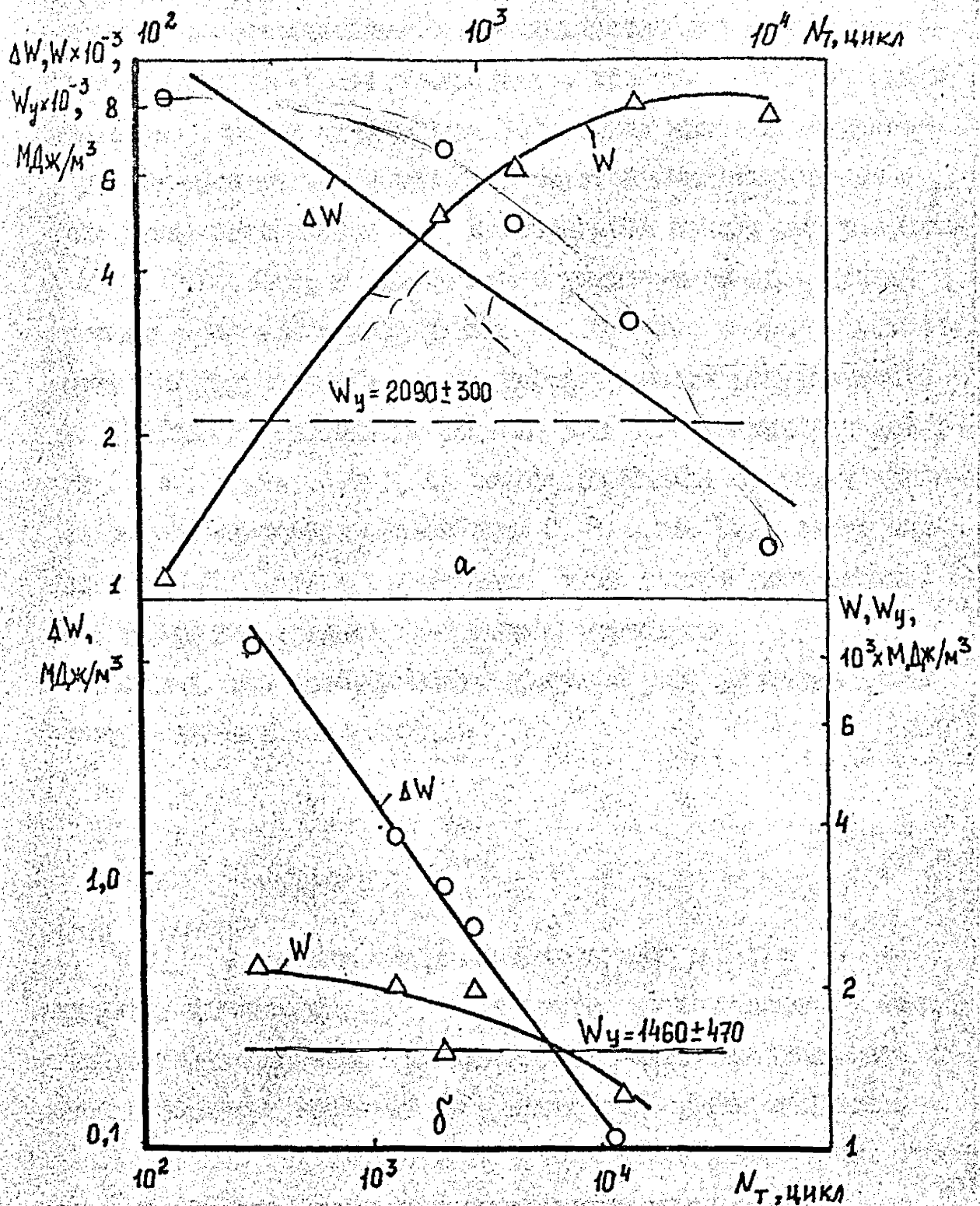


Рис. 3.6. Зависимость ΔW , W и W_y от числа циклов до зарождения трещины в стали 15X2MFA(I) - а и 15X2MFA(III) - б при 293 К. $R_\epsilon = -1$.

Результаты исследования закономерностей неупругого деформирования (рис. 3.7) свидетельствуют, что сталь 15Х2МФА как в упругом так и охрупченном состоянии является циклически разупрочняющейся. Пренебрегая неустойчивым изменением ширины петли гистерезиса δ на начальной стадии деформирования $\bar{N} \leq 0,1 \dots 0,2$, в дальнейшем с увеличением числа циклов нагружения происходит увеличение δ . Однако, если в условиях жесткого упругопластического деформирования разупрочнение стали 15Х2МФА(I) происходит во всем диапазоне амплитуды деформации ($\varepsilon_a = 0,3 \dots 0,7\%$), то сталь 15Х2МФА(II) является циклически разупрочняющейся только при $\varepsilon \geq 0,5\%$. Ниже этого значения ($\varepsilon_a < 0,5\%$) с увеличением числа циклов нагружения ширина петли гистерезиса практически постоянна.

Известно, что интенсивность процесса разупрочнения можно оценить следующей зависимостью / 6 /

$$\begin{aligned} \delta^{(k)} &= \delta^{(1)} F(k) \\ F(k) &= e^{\beta_1 (k-1)} \end{aligned} \quad (3.3)$$

$\delta^{(1)}, \delta^{(k)}$ - ширина петли соответственно в I-м и k-м полупериодах нагружения; β_1 - параметр, характеризующий интенсивность разупрочнения. При одинаковой амплитуде упругопластической деформации параметр β_1 является большим для стали 15Х2МФА(I). Это свидетельствует о том, что с увеличением предела текучести интенсивность разупрочнения уменьшается.

На рис. 3.8 представлены диаграммы статического и циклического деформирования исследованных сталей. При циклическом нагружении экспериментальные данные были аппроксимированы уравнением Рамберга-Осуда

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta \sigma}{K'} \right)^{1/N'} \quad (3.4)$$

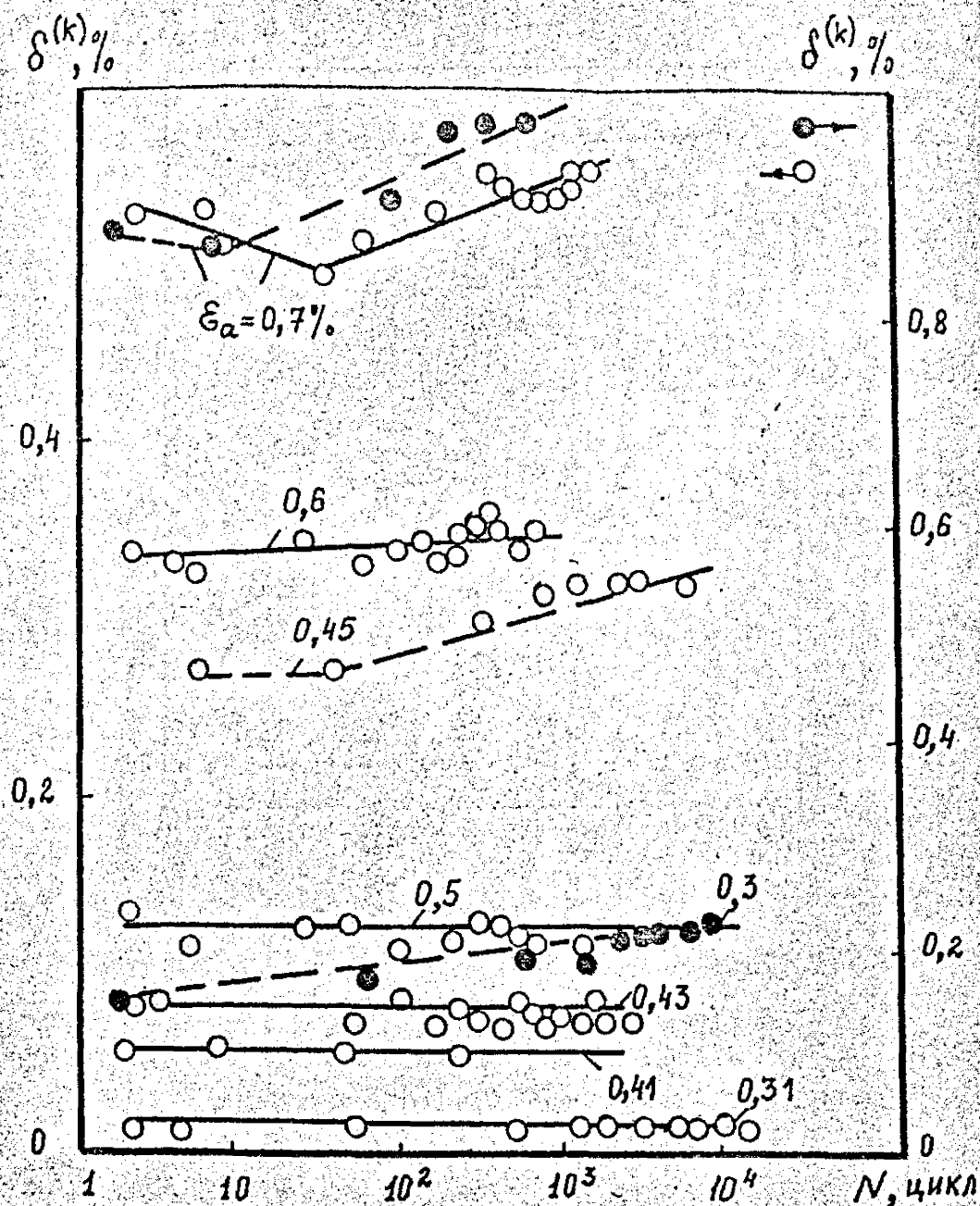


Рис. 3.7. Зависимость ширины петли гистерезиса от числа циклов нагружения стали 15Х2МФА(I) (штрихпунктирные линии) и 15Х2МФА(III) (сплошные линии) при 293 К. $R_\epsilon = -1$.

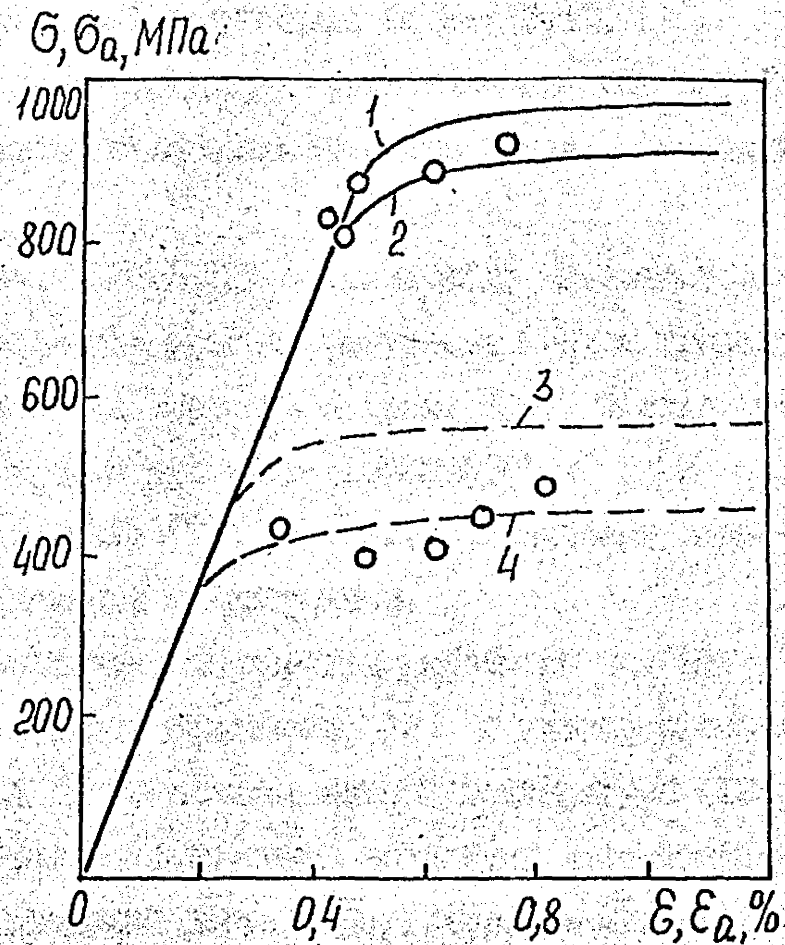


Рис. 3.8. Диаграммы статического (1,3) и циклического (2,4) деформирования стали 15Х2МФА(I) (3,4) и 15Х2МФА(Ш) (1,2) при 293 К.

где 4σ — размах напряжений при $\bar{N} = N/N_T = 0,5$;
 K' , N' — соответственно коэффициент и показатель упрочнения диаграммы деформирования (табл. 3.2).

Известно, что предварительное циклическое нагружение оказывает влияние как на микроструктуру, так механические свойства.

Для сталей 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(II) циклическое нагружение приводит к снижению предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела пропорциональности $\sigma_{0,02}$ при 293 К (рис. 3.9). Однако, уже при наработке $\bar{N} \geq 0,3$ для стали 15Х2МФА(I) и $\bar{N} \geq 0,1$ для стали 15Х2МФА(II) значения $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,02}$ практически стабилизируются вплоть до появления макротрещины.

Предварительная циклическая наработка при 293 К приводит к снижению пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и пропорциональности $\sigma_{0,02}$ стали 15Х2МФА(I) в условиях низкой температуры (123 К) (рис. 3.10). При этом с увеличением амплитуды деформации наблюдается снижение значений $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,1}$, $\sigma_{0,05}$ и $\sigma_{0,02}$. Увеличение амплитуды упругоэластической деформации практически не влияет на предел прочности, однако увеличивает истинное сопротивление отрыву и уменьшает характеристики пластичности ϵ_k и ϵ_b стали 15Х2МФА(I) при 123 К по сравнению с аналогичными характеристиками для исходного материала.

Влияние циклической наработки на характеристики механических свойств стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(II) в условиях комнатной температуры менее существенно по сравнению с низкими температурами (рис. 3.11). Весьма важной для описания процесса усталостного разрушения является количественная информация о накоплении усталостных повреждений при циклическом нагружении. Известно [169, 440], что процесс усталости в общем случае состоит из следующих основных периодов: инкубационного, связанного с накоплением искажений кристаллической решетки; разрыхления,

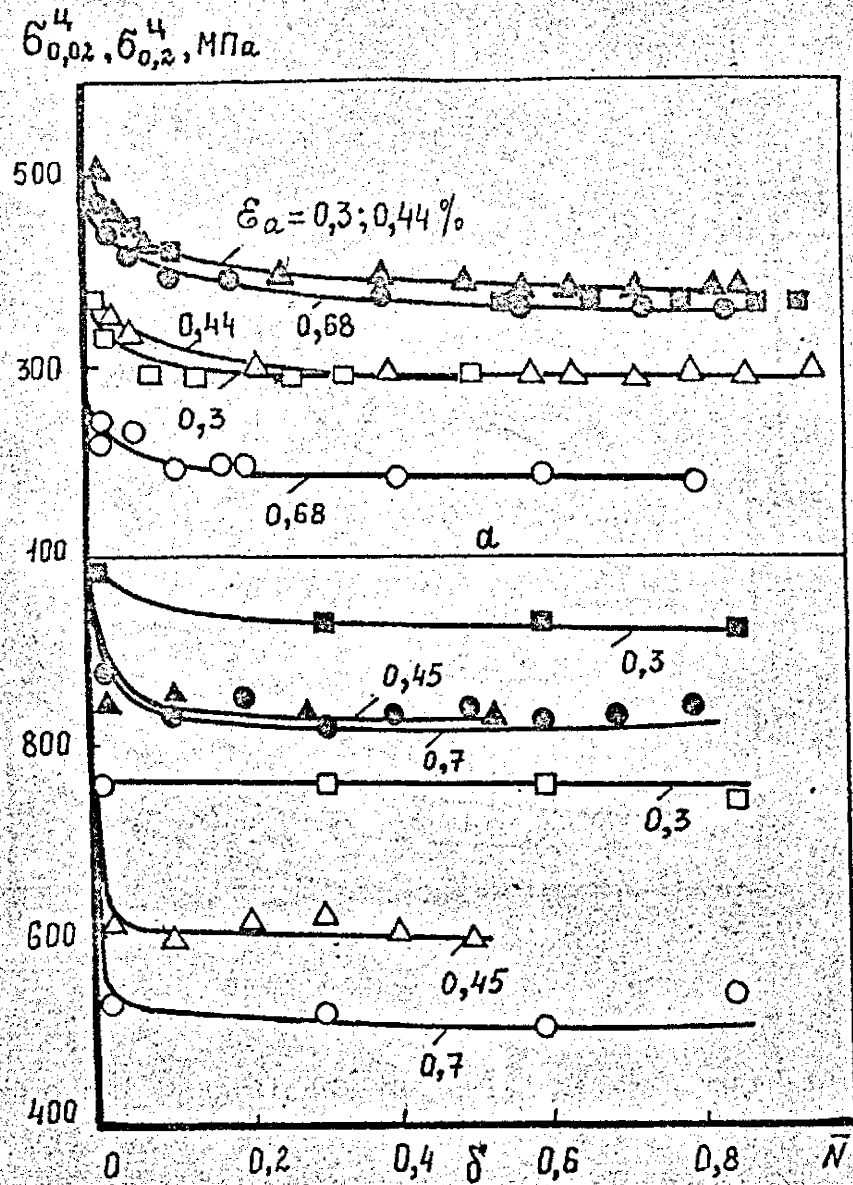


Рис. 3.9. Зависимость предела текучести $\sigma_{0,2}$ (темные точки) и предела пропорциональности $\sigma_{0,02}$ (светлые точки) стали 15X2MFA (I) – а и 15X2MFA (III) – б от наработки.

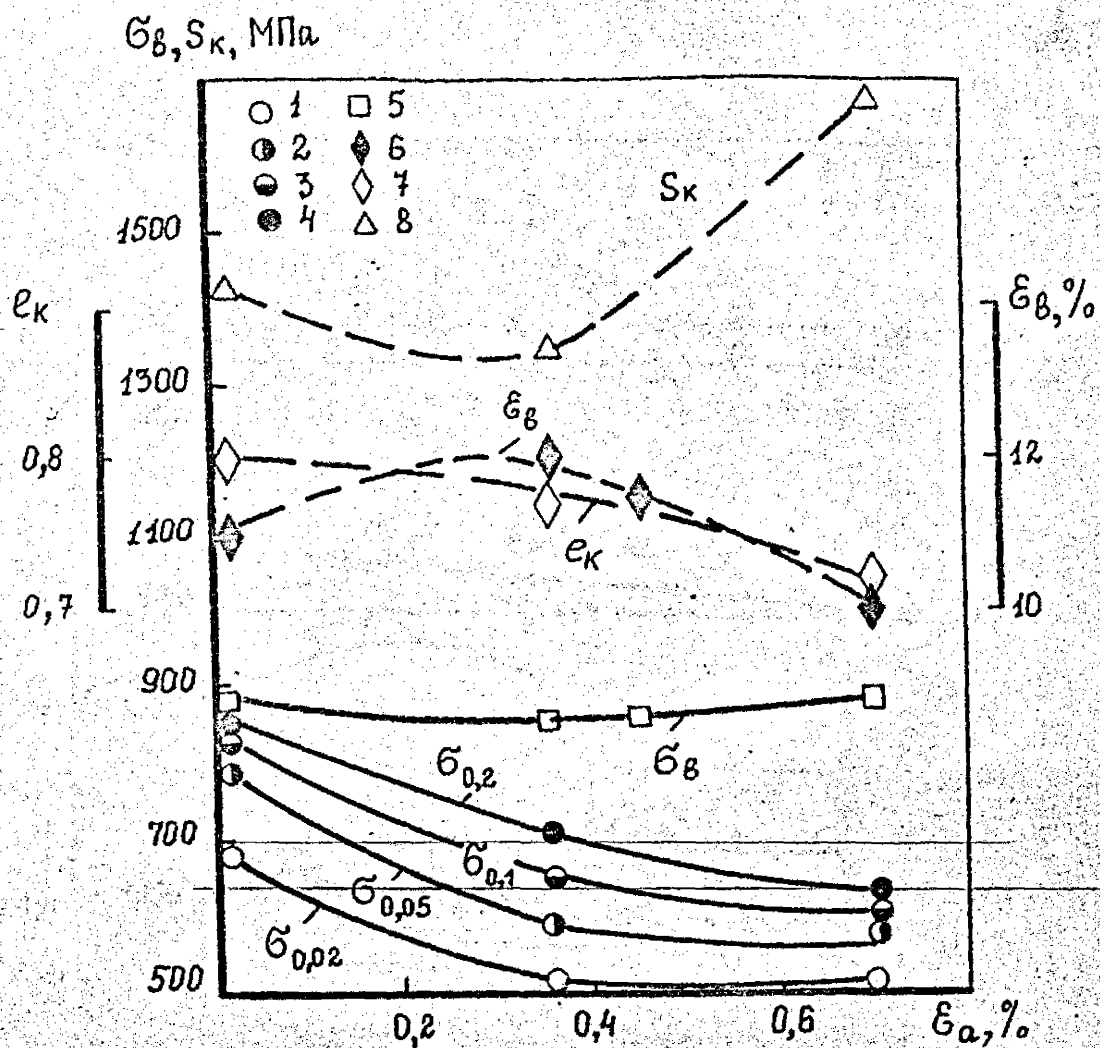


Рис. 3.10. Зависимость $\sigma_{0.02}$, $\sigma_{0.05}$, $\sigma_{0.1}$, $\sigma_{0.2}$, σ_b , S_k , e_k , e_b стали 15Х2МФА(I) при 123 К от амплитуды упруго-пластической деформации при 293 К. $\bar{N} = 0,3$.

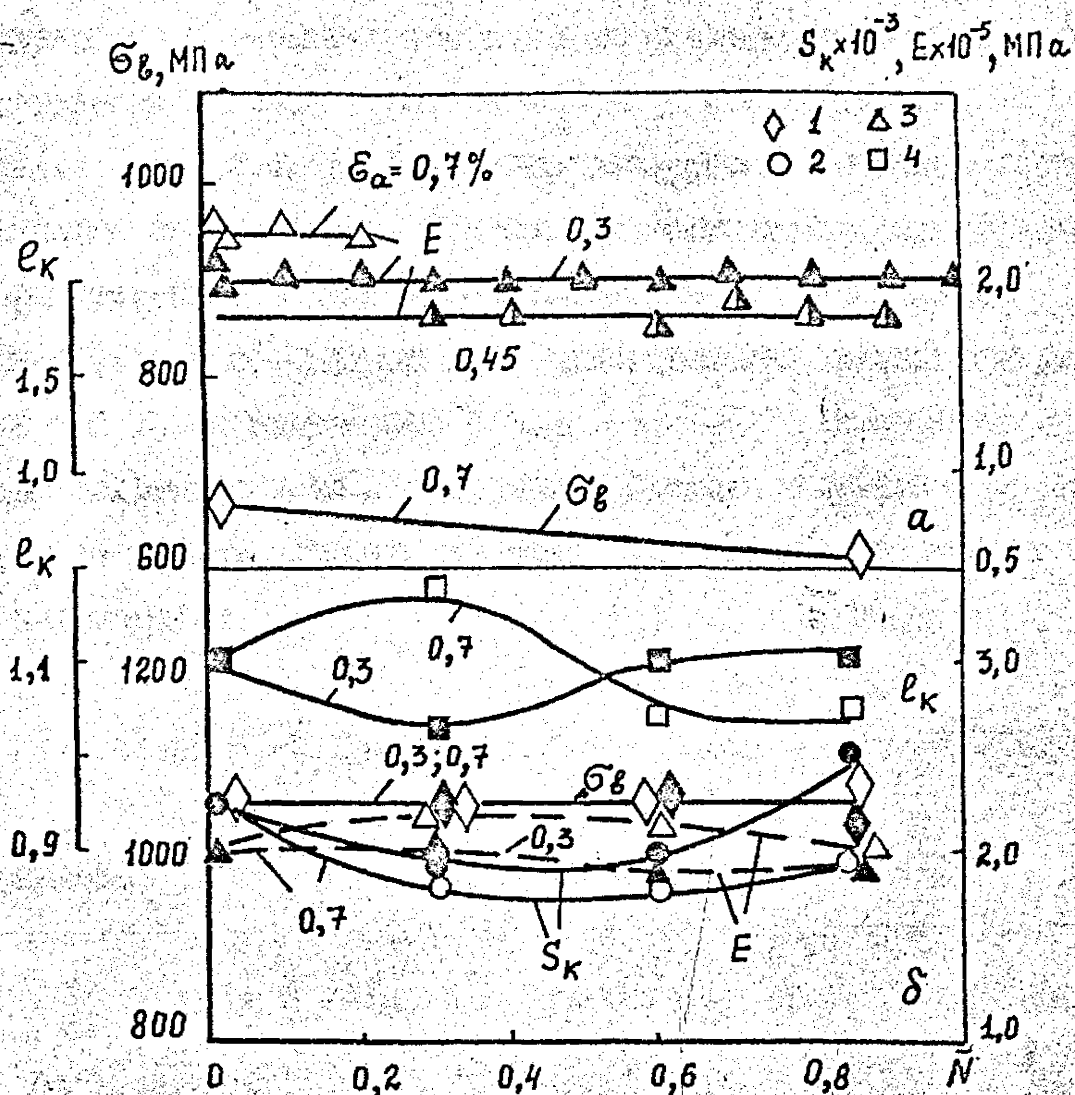


Рис. 3.II. Зависимость σ_b (1), S_k (2), E (3) и e_k (4) стали 15X2MFA (I) - а и 15X2MFA (II) - б от наработки при 293 К. $R_\epsilon = -I$.

связанного с нарушением сплошности металла, т.е. зарождением и развитием микротрещин; образованием макротрещин и развитием ее до критического размера.

Зарождение и развитие усталостных микротрещин исследовали на поверхности плоских образцов из стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) (рис. 2.6,б). Для этого поверхность гладкого образца тщательно полировалась. В процессе испытаний после различной наработки производилось фотографирование поверхностей гладких образцов со снятием их с испытательной машины при увеличении $350\times$ на микроскопе "Neophot-2". Полученные фотографии анализировались, измерялись размеры и количество микротрещин по которым определяли такие параметры как средняя длина микротрещин

$$\bar{L} = \sum_{i=1}^k L_i, \quad (3.5)$$

их плотность

$$q = k / F_u, \quad (3.6)$$

а также среднее расстояние между микротрещинами

$$z = 1 / \sqrt{q}, \quad (3.7)$$

где k - количество микротрещин; F_u - площадь поверхности образца, которая подвергалась анализу.

Анализ поверхности образцов свидетельствует, что в процессе малоциклового нагружения ($N_T < 10^5$ цикл) микротрещины возникают вследствие циклического скольжения в наиболее благоприятно ориентированных по отношению к направлению максимальных касательных напряжений зернах. В большинстве случаев микро-

трещины на поверхности образца были ориентированы примерно под углом 45° к продольной оси образца. В ряде случаев при дальнейшем циклическом нагружении в процессе роста микротрещин наблюдалось их отклонение от начальной ориентации, что было связано с выходом микротрещин на границу зерна.

С увеличением циклической наработки в сталях 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ) происходит увеличение средней длины и плотности микротрещин, а также уменьшение среднего расстояния между ними (рис. 3.12). С повышением амплитуды упругопластической деформации, микротрещины появлялись на более ранних стадиях нагружения и при одинаковой относительной наработке их средняя длина была большей при больших амплитудах деформации. В качестве общей закономерности следует отметить, что для обеих исследованных сталей при всех амплитудах упругопластической деформации средняя длина микротрещины вплоть до момента предстоящего образованию макротрещины ($N \leq 0,85$) не превышала среднего размера зерна, который для стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ) соответственно равен 200 и 150 мкм. С ростом удельной энергии неупругой деформации происходит практически пропорциональное увеличение средней длины и плотности микротрещин в стали 15Х2МФА(І) (рис. 3.13). При этом указание зависимости в диапазоне $\varepsilon_a = 0,3...0,45\%$ инвариантно относительно амплитуды упругопластической деформации.

Исследовали циклическую прочность и закономерность неупругого деформирования различных участков сварного соединения титанового сплава типа BT6C. Методика испытаний предложена в п. 2.1. Образцы для исследования циклической прочности основного металла (ОМ), зоны термического влияния (ЗТВ) представлены на рис. 2.1, а, б, металла сварного шва (СШ) на рис. 2.2. Поскольку ширина сварного шва 15 мм (рис. 2.2), а база измерения продольной деформации в процессе испытаний составляла 25 мм, то ,

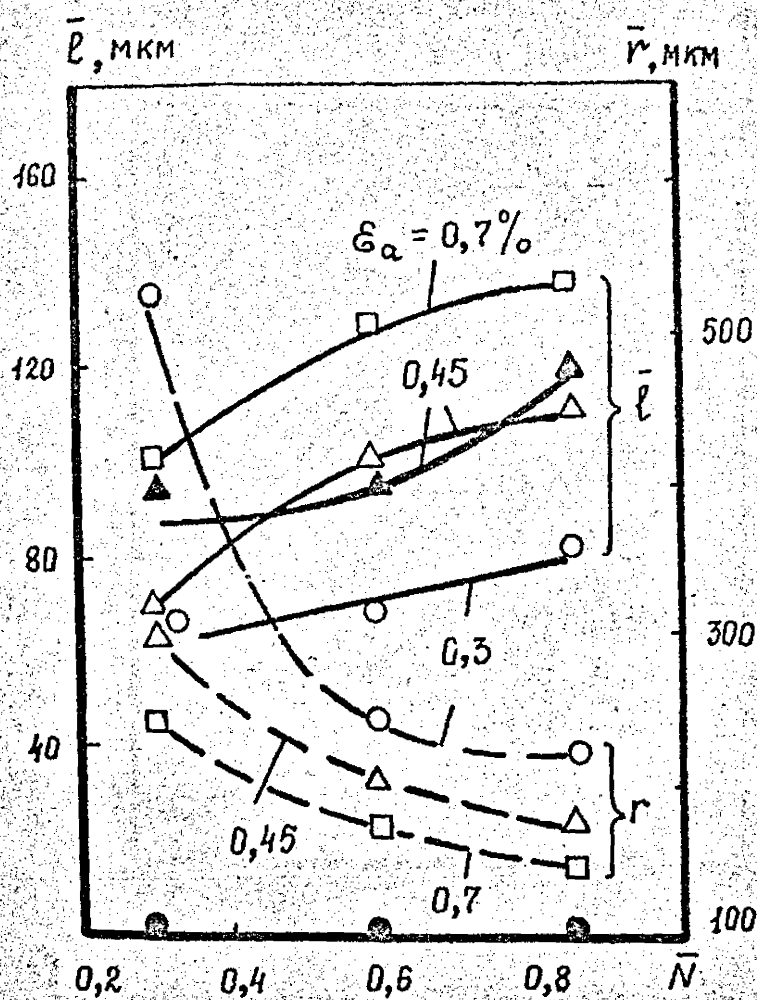


Рис. 3.12, а. Зависимость средней длины микротрещины \bar{l} и среднего расстояния между ними \bar{r} в стали I5X2MΦA(I) (светлые точки) и I5X2MΦA(III) (темные точки) при 293 К. $R_\epsilon = -1$

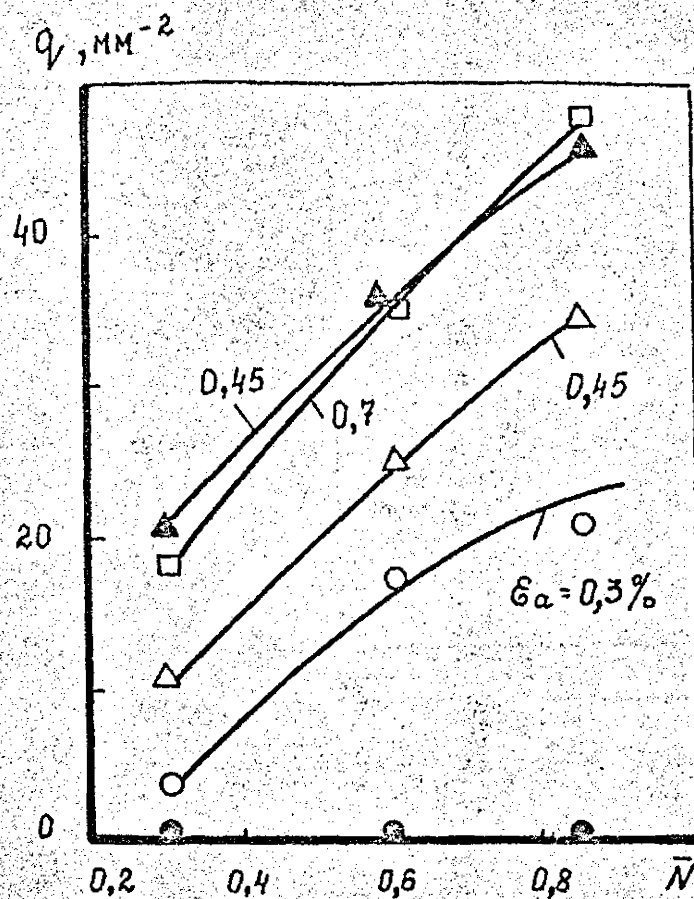


Рис. 3.12, б. Зависимость плотности микротрещины в стали I5X2MFA(I) (светлые точки) и I5X2ИФА(Ш) (темные точки) от наработки при 293 К $R_\epsilon = -1$.

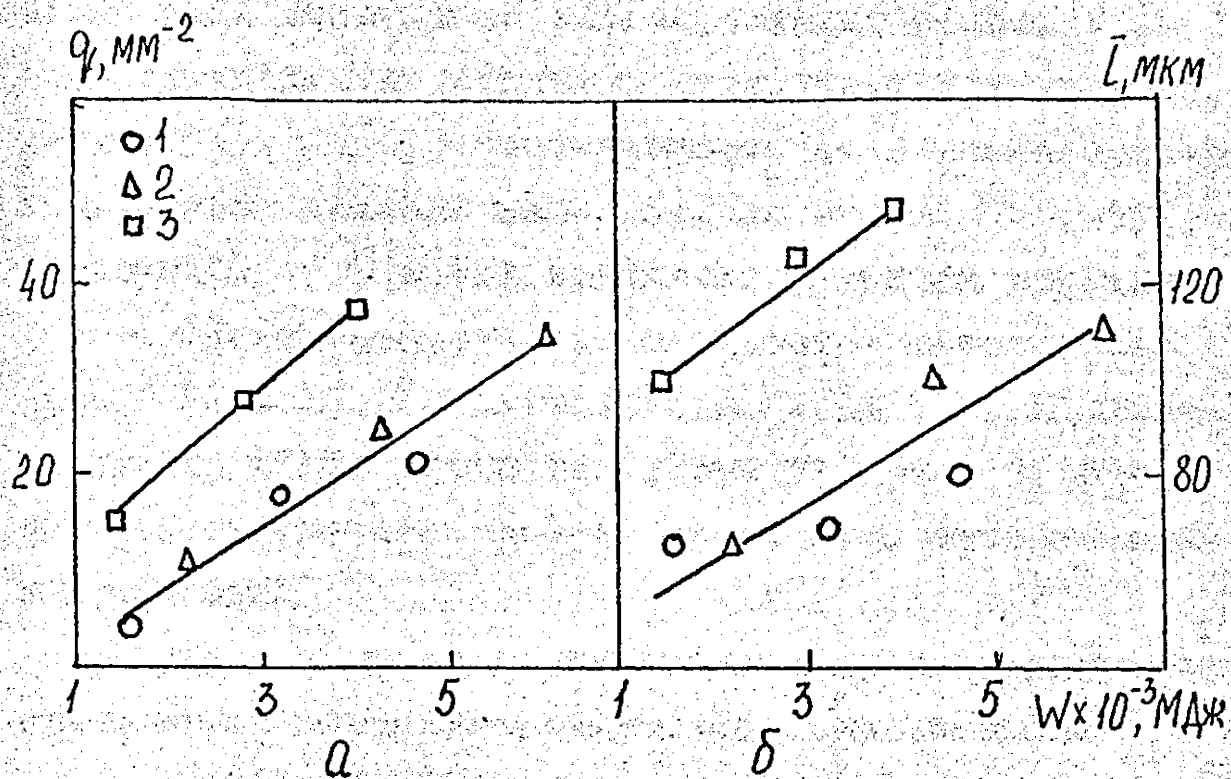


Рис. 3.13. Зависимость плотности микротрещины – а и средней длины микротрещины – б стали 15Х2МФА (I) при 293 К от накопленной удельной энергии неупругой деформации $R_{\varepsilon} = -1$; $\varepsilon_{\alpha} = 0,3(1); 0,45(2); 0,7\%(3)$.

в этом случае, имитировалось нагружение сварного соединения в целом. Учитывая незначительные размеры области теплового влияния (до 3...5 мм), что создавало технические трудности в изготовлении образцов типа представленных на рис. 2.2, было использовано моделирование зоны термического влияния. С помощью термообработки достигались характеристики механических свойств (σ_B , $\sigma_{0.2}$) соответствующие ЗТВ. Испытания проводили в условиях комнатной температуры при жестком ($\epsilon_a = \text{const}$) и мягком ($\sigma_a = \text{const}$) режимах при симметричном цикле нагружения ($f = 0,5$ Гц), соответственно на образцах с цилиндрической (рис. 2.1,б и 2.2,а) и корсетной (рис. 2.1,а и 2.2,б) рабочими частями. Кривые малоциклового усталости строили по моменту появления макротрещины. Во всех случаях имело место усталостное разрушение.

На рис. 3.14 приведены зависимости между разрушающими пластическими деформациями напряжениями и числом циклов

для ОМ, СШ и ЗТВ титанового сплава. Аппроксимацию экспериментальных данных в условия $\epsilon_a = \text{const}$ проводили по уравнению Коффина-Менсона / 6 /

$$\epsilon_{ap} = C_p N^{n_p} \quad (3.8)$$

Значения параметров C_p и n_p приведены в табл. 3.2.

Анализ указанных зависимостей (рис. 3.14) свидетельствует, что в условиях жесткого и мягкого нагружения, металл ЗТВ имеет наибольшее, а СШ наименьшее сопротивление усталостному разрушению в диапазоне долговечности $N_T = 10^3 \dots 2 \cdot 10^4$ цикл.

Важным является чувствительность характеристик циклической прочности материала к режиму нагружения (жесткому, мягкому). Для этого экспериментальные результаты при жестком нагружении пересчитаны в зависимость $\sigma_a - N_T$ (кривые 4-6,

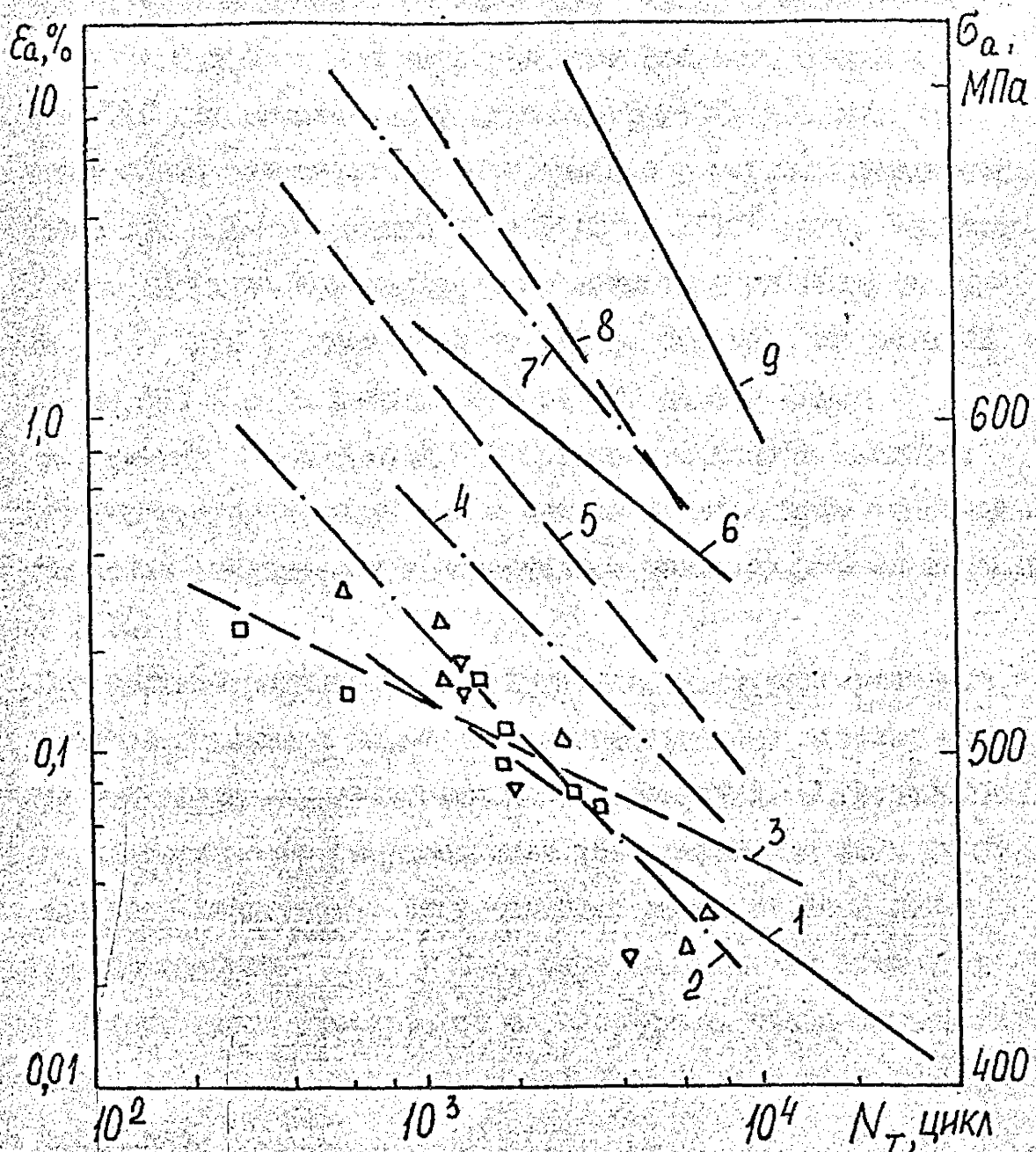


Рис. 3.14. Кривые циклической прочности различных участков сварного соединения сплава типа BT6C.

$\varepsilon_{ap} = f(N_T)$ (1-3), $\sigma_a = f(N_T)$ (4-9) для
ОМ (1,4,7), СШ (2,5,8) и ЭТВ (3,6,9) при
жестком ($R_\sigma = -1$) (1-6) и мягком
($R_\sigma = -1$) (7-9) нагружениях.

рис. 3.14).

Амплитуда напряжений соответствует числу циклов нагружения $N = 0,5 N_T$. Для всех участков сварного соединения сплава ВТ6С при симметричном цикле нагружения жесткий режим является более повреждающим по сравнению с мягким нагружением, особенно при базе испытаний $N = 5 \cdot 10^2 \dots 5 \cdot 10^3$ цикл. Например, при $N = 10^3$ цикл при переходе от мягкого к жесткому нагружению σ_a для ОМ снижается от 710 до 600 МПа, металла СШ от 535 до 490 МПа, а металла ЗТВ от 830 до 870 МПа.

ОМ, металл СШ и металл ЗТВ титанового сплава являются циклически разупрочняющимися, о чем свидетельствует увеличение ширины петли гистерезиса с увеличением числа циклов нагружения (рис. 3.15).

При жестком симметричном нагружении степень разупрочнения (абсолютное изменение ширины петли гистерезиса) зависит от уровня амплитуды упругопластической деформации. С увеличением ϵ_a интенсивность разупрочнения возрастает для всех участков сварного соединения. Интенсивность разупрочнения можно оценить параметром β , / 6 /, определяющем скорость изменения ширины петли гистерезиса с увеличением числа циклов нагружения и зависящим от уровня пластической деформации в нулевом полуцикле.

В исследованном диапазоне амплитуды пластической деформации $\epsilon_{ap} = 0,02 \dots 0,4\%$ процесс разупрочнения в металле ЗТВ происходит интенсивнее, чем в ОМ и металле СШ (рис. 3.16). Наименьшее значение параметра β , из всех участков сварного соединения имеет основной металл. Наибольшее отличие в интенсивности разупрочнения наблюдается при больших амплитудах пластической деформации.

На рис. 3.16 представлены также графики изменения $\sigma_{0,02}$ и $\sigma_{0,2}$ (рис. $N = 0,5$) от ϵ_{ap} . При одинаковых амплитудах

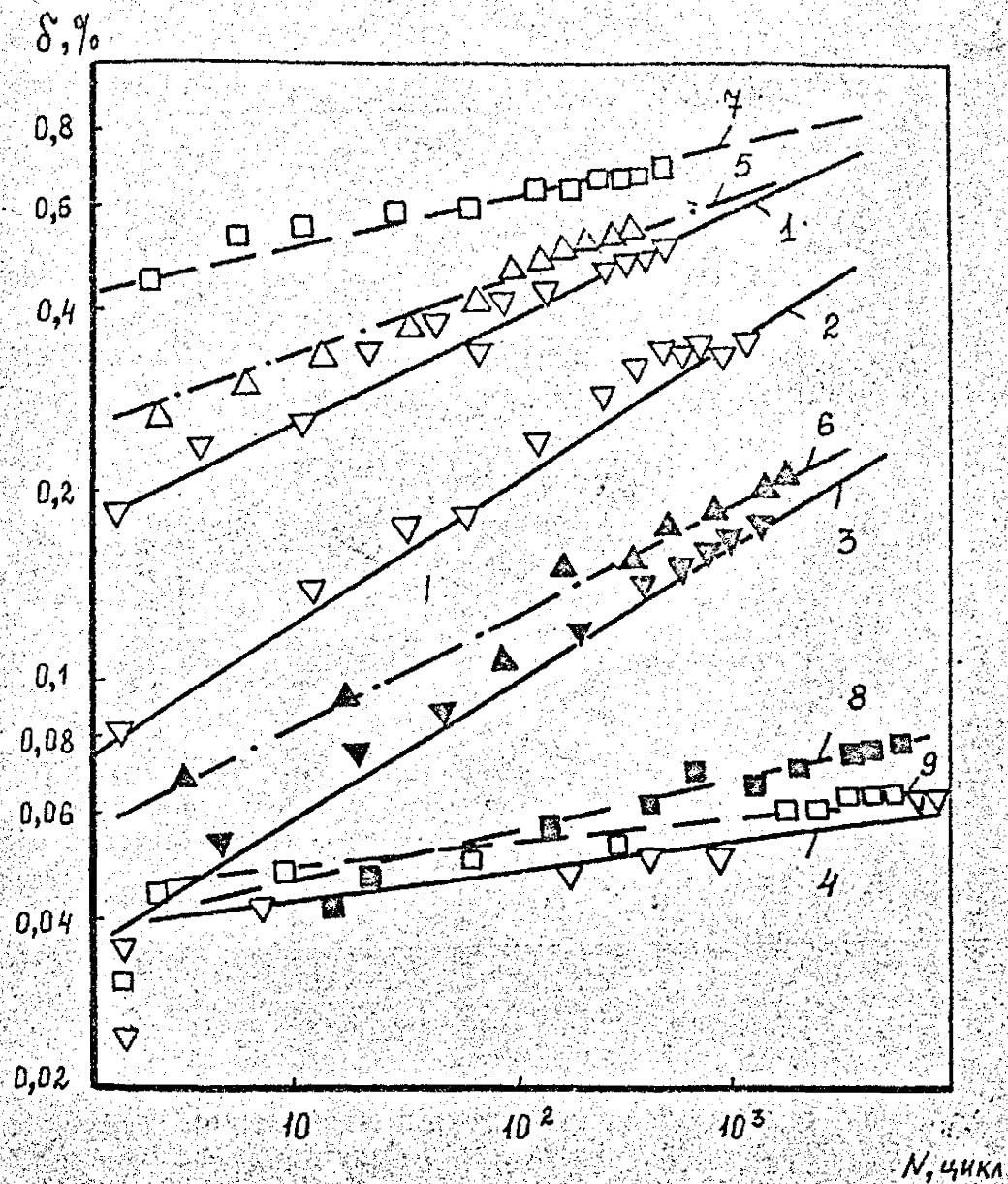


Рис. 3.15. Изменение ширины петли гистерезиса от числа циклов нагружения для ОМ (1-4), металл сварного шва (5,6) и ЗТВ (7-9) сплава ВТ6С при $R_{\varepsilon} = -1$ и 293 К.

$\xi_{\alpha} = 0,35(4), 0,37(9), 0,42(8), 0,61(3),$
 $0,61(6), 0,7(2), 0,73(7), 0,81(1,5).$

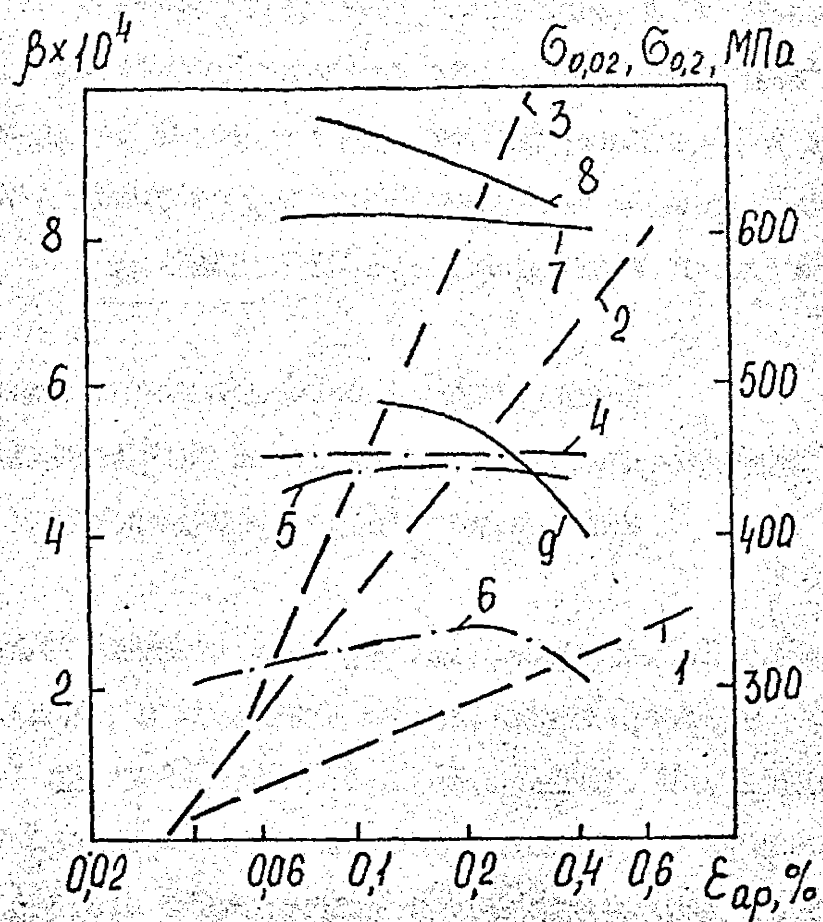


Рис. 3.16. Зависимость параметра β (1-3) и пределов текучести ($\bar{N} = 0,5$) $\sigma_{0,02}$ (4-6) и $\sigma_{0,2}$ (7-9) от ϵ_{ap} для металла СШ (1,6,9) и СТБ (3,5,8).

пластической деформации металл ЭТВ имеет наибольшее, а металлы СШ наименьшее значение указанных характеристик. Диаграммы циклического и статического деформирования, описываемые уравнением (3.4), различных участков сварного соединения (рис. 3.17) подтверждают вывод о том, что ОМ, металл СШ и металл ЭТВ являются циклически разупрочняющимися. Значение параметров K' и n' уравнения (3.4) приведены в табл. 3.2.

3.3. Влияние предварительной однократной пластической деформации на кратковременную и циклическую прочность материалов

Исследовали влияние однократной пластической деформации растяжением на характеристики механических свойств (σ_B , $\sigma_{0.2}$, δ и ψ) стали 15Х2МФА(1) и 15Х2МФА(Ш). Испытания осуществляли на цилиндрических образцах диаметром рабочей части 10 мм (рис. 2.1,а). Температура предварительного нагружения была 293 К, температура разрушения – 293 К для стали 15Х2МФА(Ш) и 293 и 123 К для стали 15Х2МФА(1). Детально методика исследований изложена в разделе 2.6. / 427 /.

На рис. 3.18 показана микроструктура стали 15Х2МФА(1) и (15Х2МФА(Ш) в исходном состоянии и после предварительной деформации при 293 К. В исходном состоянии в обеих сталях (рис. 3.18) хорошо просматриваются границы зерен и пакеты перлита. Неметаллические включения располагаются как на границе, так и внутри зерен. При увеличении деформации происходит вытягивание зерен в направлении действия силы и при деформации близкой к разрушающей границы зерен становятся трудно различимыми.

Увеличение предварительной деформации $\epsilon_{пр}$ от 0 до 5,07 (4,61%) приводит к увеличению $\sigma_{0.02}$, $\sigma_{0.05}$, $\sigma_{0.1}$, $\sigma_{0.2}$

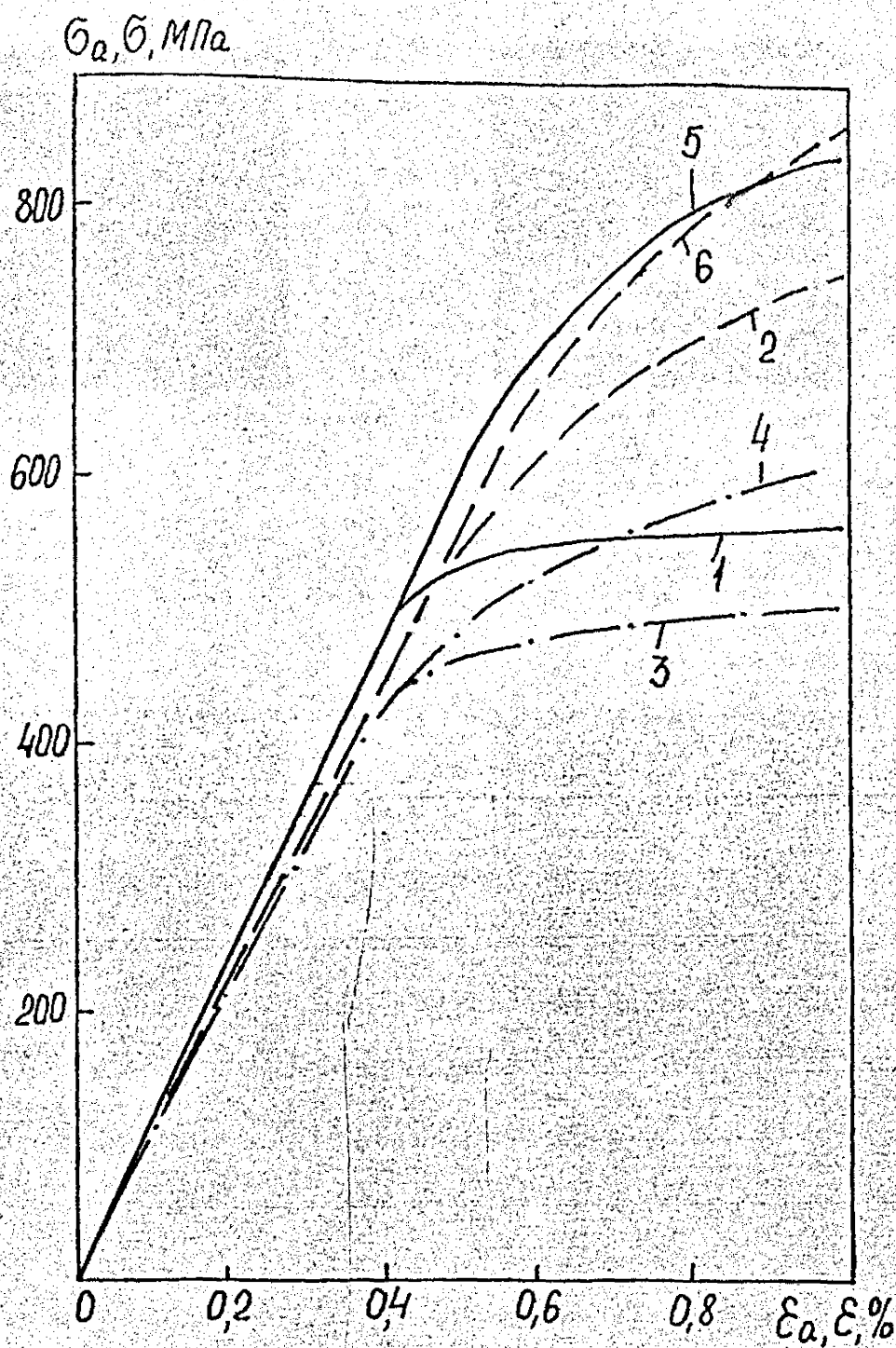
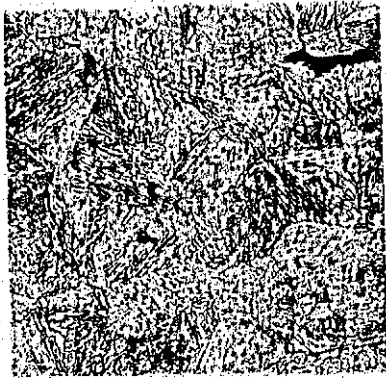
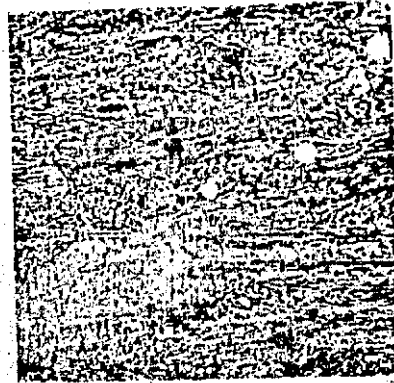


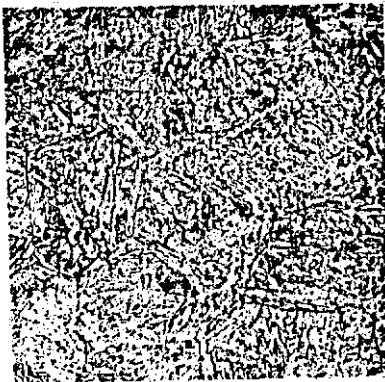
Рис. 3.17. Диаграммы циклического (1-3) и статического (4-6) деформирования ОМ (1,5) металла СШ (3,4) и металла ЗТВ (2,6).



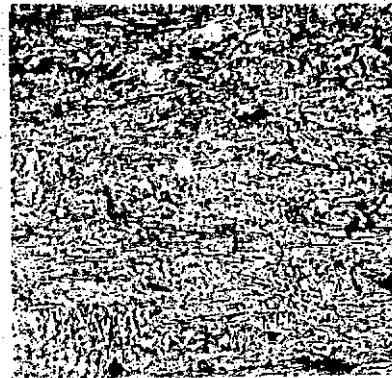
а



б



в



г

Рис. 3.18. Микроструктура стали I5X2MFA: I5X2MFA(I) - а,б;
I5X2MFA(III) - в,г; а,б - исходная, б,г - после
деформации $\bar{\epsilon}_{пр} = 0,593$ (б), 0,98 (г). $\times 100$.

стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІ), а также снижение показателя деформационного упрочнения ($n_{0,2}$) при 293 К (рис. 3.19).

Было также получено, практически линейное снижение e_k обеих сталей, хотя суммарная пластическая деформация при разрушении (на стадии предварительного нагружения и последующего разрушения) остается практически постоянной. Аналогичное влияние предварительная деформация оказывает на характеристики механических свойств стали 15Х2МФА(І) при 123 К (рис. 3.20).

Было проведено исследование влияния предварительного нагружения на сопротивление отрыву S_k и максимальное главное напряжений σ_z^{max} (в центре шейки образца), которое подсчитывали по формуле (2.22). Соотношение между S_k и σ_z^{max} в зависимости от степени деформации при разрушении e_k приведено на рис. 3.21. Увеличение деформации от 0,7 до 1,3 не влияет на истинное сопротивление S_k , однако приводит к увеличению максимального напряжения σ_z^{max} при разрушении гладких образцов как из стали 15Х2МФА(І), так и 15Х2МФА(ІІ) при 293 К.

Указанный характер изменения σ_z^{max} от e_k обусловлен тем, что с увеличением степени предварительной деформации (уменьшением e_k) происходит уменьшение радиуса кривизны шейки образца R при разрушении при неизменном максимальном расстоянии q . Это в соответствии с формулой (2.22) приводит к увеличению σ_z^{max} . Радиус кривизны шейки вычисляли по результатам измерений диаметра образца с шагом 0,2 мм вдоль оси образца после его разрушения. При этом в расчет включали точки, находящиеся на расстоянии не превышающем 1 мм относительно плоскости минимального поперечного сечения образца.

На рис. 3.22 представлены фотографии иллюстрирующие зарождение и рост пор от включений в стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІ). Изменение размера пор в процессе их роста в зависимости от степени пластической деформации для обеих сталей показано на

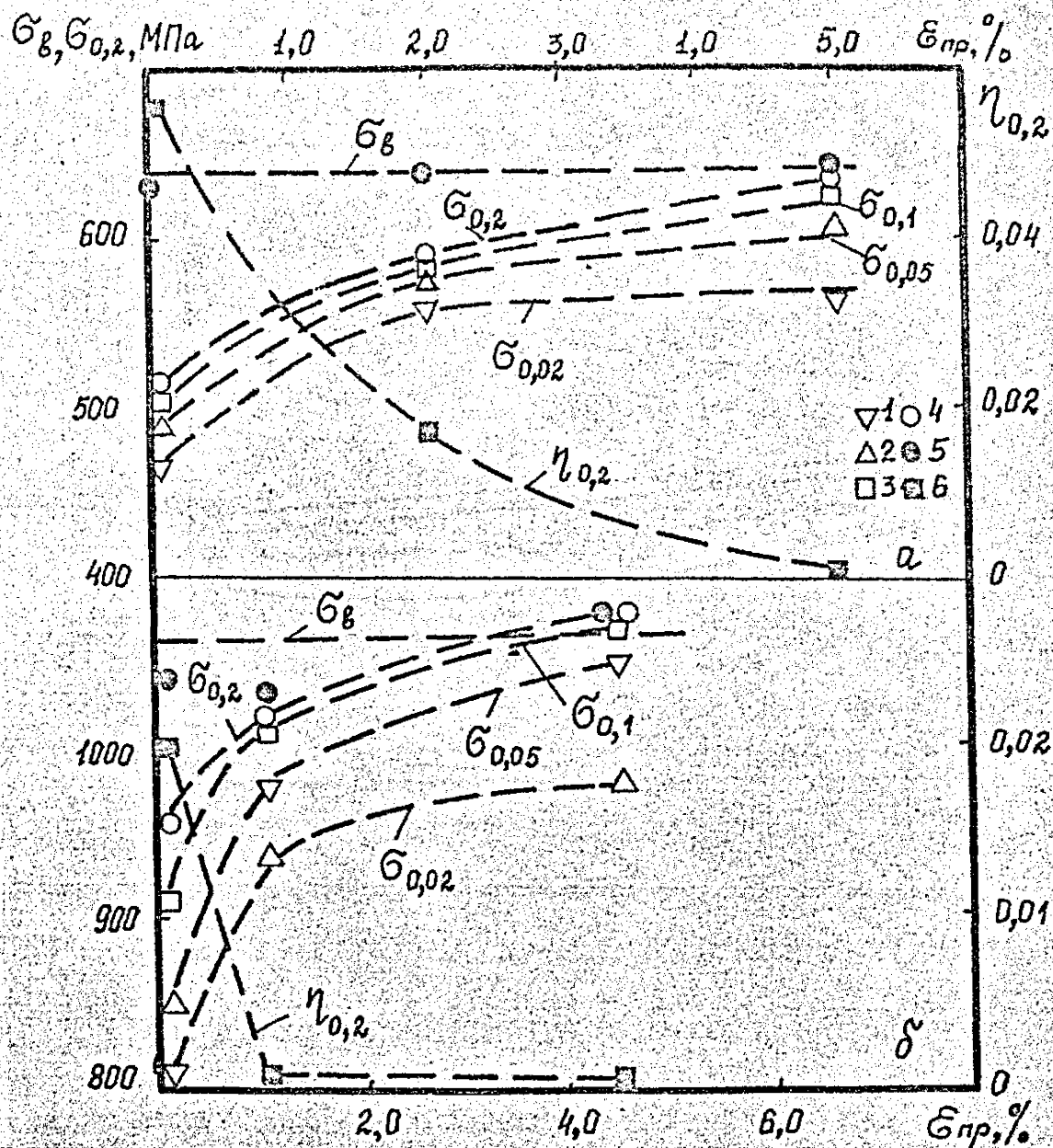


Рис. 3.19. Зависимость характеристик механических свойств стали 15Х2МФА при 293 К от предварительной пластической деформации.

1 - $\sigma_{0,02}$, 2 - $\sigma_{0,05}$, 3 - $\sigma_{0,1}$, 4 - $\sigma_{0,2}$, 5 - σ_b ,
6 - $\eta_{0,2}$

15Х2МФА(I) - а, 15Х2МФА(III) - б.

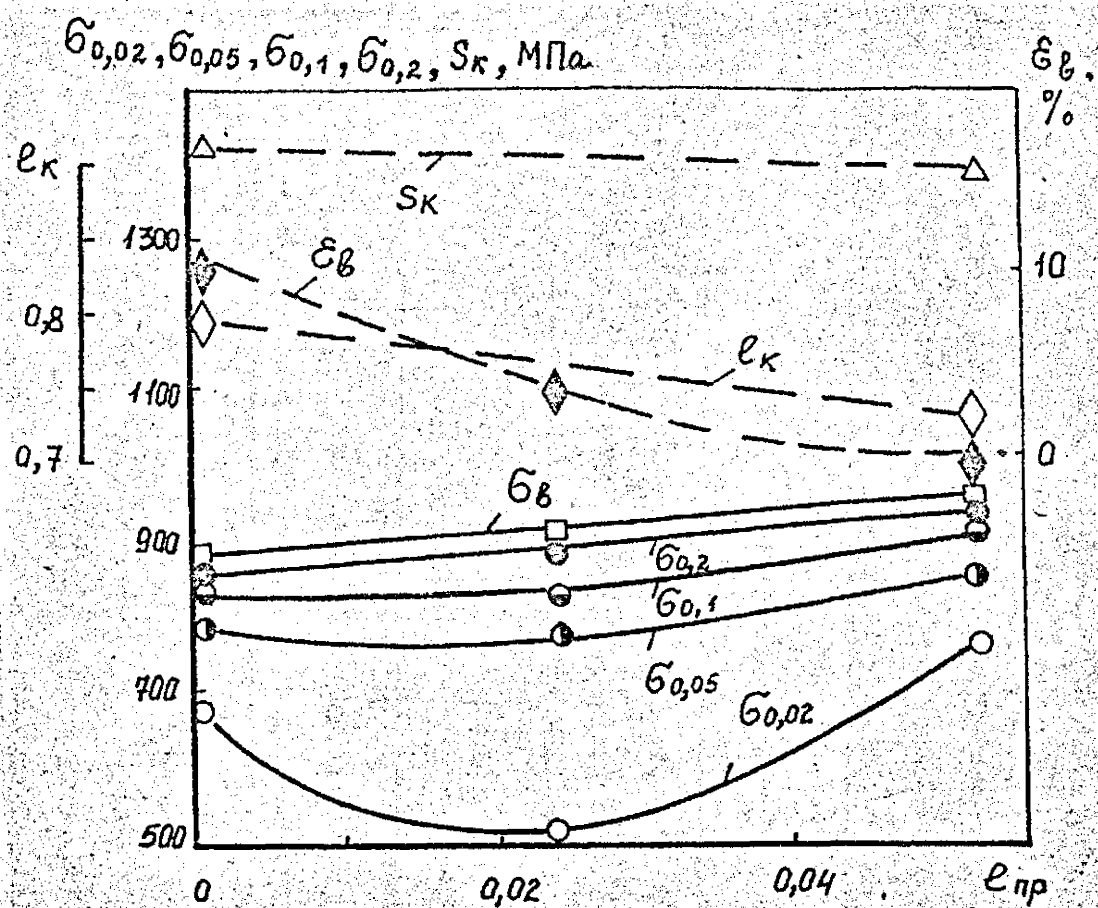


Рис. 3.20. Зависимость характеристик механических свойств стали 15Х2МФА(I) при 123 К от предварительной пластической деформации.

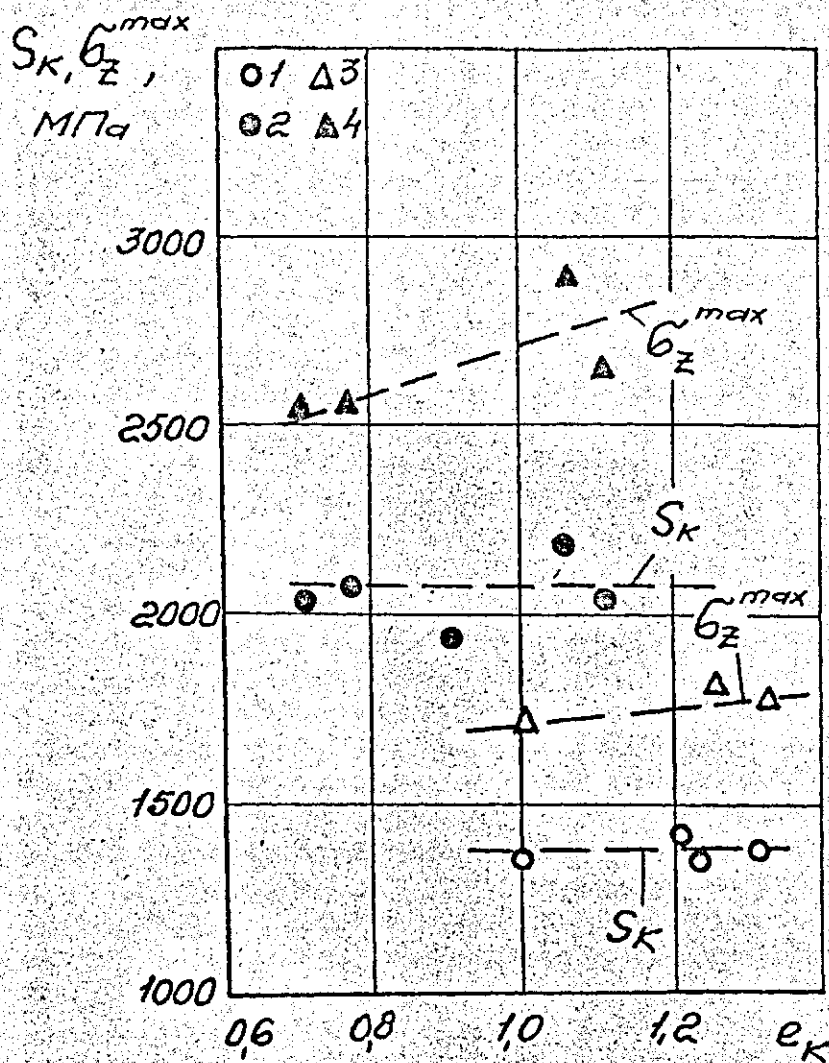


Рис. 3.21. Зависимость истинного сопротивления разрыву S_K и максимального главного напряжения $\tilde{\sigma}_z^{max}$ стали 15Х2МФА(І) – (І,3) и 15Х2МФА(ІІ) (2,4) при 293 К от истинной деформации при разрыве.

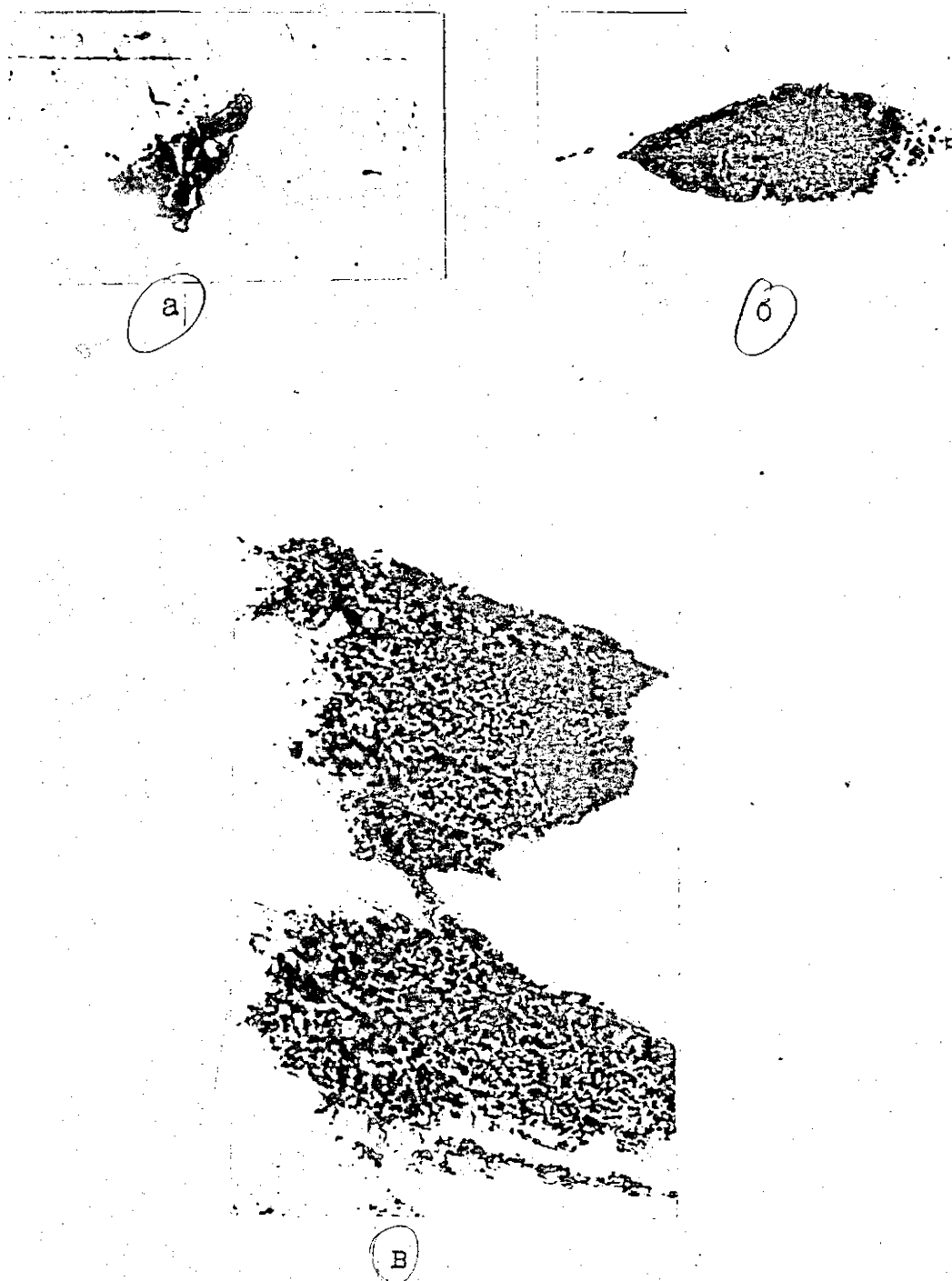


Рис. 3.22. Рост пор в стали I5X2MΦA при 293 К
 I5X2MΦA(I) - а-в, I5X2MΦA(III) - г-е
 $\bar{\epsilon}_{\text{пр}} = 0$ (а), 0,088 (б), 0,125 (в), 0,248 (г),
 0,792 (д), 0,9 (е) . Стрелкой указано направление
 деформации. $\times 1000$



Г



Д



е

Рис. 3.22

рис. 3.23, 3.24.

При увеличении степени пластической деформации до $\bar{\epsilon} = 0,125$ в стали 15Х2МФА(I) происходит увеличение размеров пор в осевом направлении (вдоль линии действия силы) и они приобретают эллиптическую форму (рис. 3.22,б). В дальнейшем при $\bar{\epsilon} > 0,35$ поры в стали 15Х2МФА(I) начинают расти в поперечном направлении. Увеличение размеров пор приводит к образованию линий скольжения между близлежащими порами и непосредственно перед разрушением $\bar{\epsilon} \approx 0,8$ происходит их коалесценция. Свидетельством об интенсивном сдвиге между соседними порами является узкая полоска связывающая поры, которая хорошо видна на фотографии (рис. 3.22,в). При этом, как следует из рис. 3.23 и 3.24 размеры пор в осевом и поперечном направлениях становятся близкими. Следует отметить, что не все включения являются источниками зарождения и развития пор.

В стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(II) наблюдаются включения не претерпевающие изменений вплоть до разрушения. Минимальные размеры пор X_{min} и Y_{min} остаются практически неизменными (рис. 3.23). Это, по-видимому, объясняется различием напряженно-деформированного состояния у разных включений. В низкоотпущенной стали 15Х2МФА(III) наблюдается качественно иной механизм разрушения. Зарождение пор из включений происходит при более низкой степени пластической деформации и при $\bar{\epsilon} = 0,08$ продольный размер поры X_{max} увеличивается примерно вдвое. На этом этапе, в одном случае, с одновременным увеличением размеров пор происходит интенсивное выделение примесей на границах зерен, а также объединение отдельных пор в осевом направлении (рис. 3.24,г). В другом случае, поры приобретают форму эллипса ($\bar{\epsilon} = 0,24$ (рис. 3.22,д). При увеличении степени пластической деформации $\bar{\epsilon}_{np} \geq 0,24$ происходит дальнейший направленный рост и слияние пор по границам зерен и при

$\bar{e} \approx 0,9$ из пор образуются микротрещины, приводящие к продольному расслоению образца на отдельные участки (длина трещины в продольном направлении достигла 9 мм), которые разрушаются в поперечном направлении или по отдельности, или практически одновременно.

Таким образом, в отличие от стали 15Х2МФА(I) разрушение гладких образцов из стали 15Х2МФА(III) представляет собой процесс зарождения пор от включений и развития их вдоль линии действия силы с образованием микротрещины непосредственно перед доломом образца. Это обуславливает практически макрорупкий излом образца и разрушение происходит по границам зерен.

Из рис. 3.23, 3.24 следует, что независимо от типа образца (плоский или цилиндрический), сохраняется механизм разрушения гладких образцов из стали 15Х2МФА(II). На рис. 3.24 приведены также зависимости коэффициента вытяжки зерен $K_z = X_z / Y_z$ стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) от степени предварительной деформации. Здесь X_z и Y_z средние размеры зерен соответственно в продольном и поперечном направлении (по отношению к линии действия силы).

Увеличение степени предварительной пластической деформации приводит к более существенному увеличению коэффициента вытяжки зерен в стали 15Х2МФА(I) по сравнению со сталью 15Х2МФА(III), что обуславливает и большую пластичность стали 15Х2МФА(I).

Были выполнены исследования влияния предварительной однократной пластической деформации на циклическую прочность и закономерности неупругого деформирования стали 15Х2МФА(I) и алюминиевого сплава АМг6 при 293 К.

Исследования проводили на образцах с цилиндрической рабочей частью диаметром 10 мм (рис. 2.1, а) в соответствии с методикой описанной выше п. 2.1. Выбор указанных материалов обусловлен тем, что сталь 15Х2МФА(I) относится циклически раз-

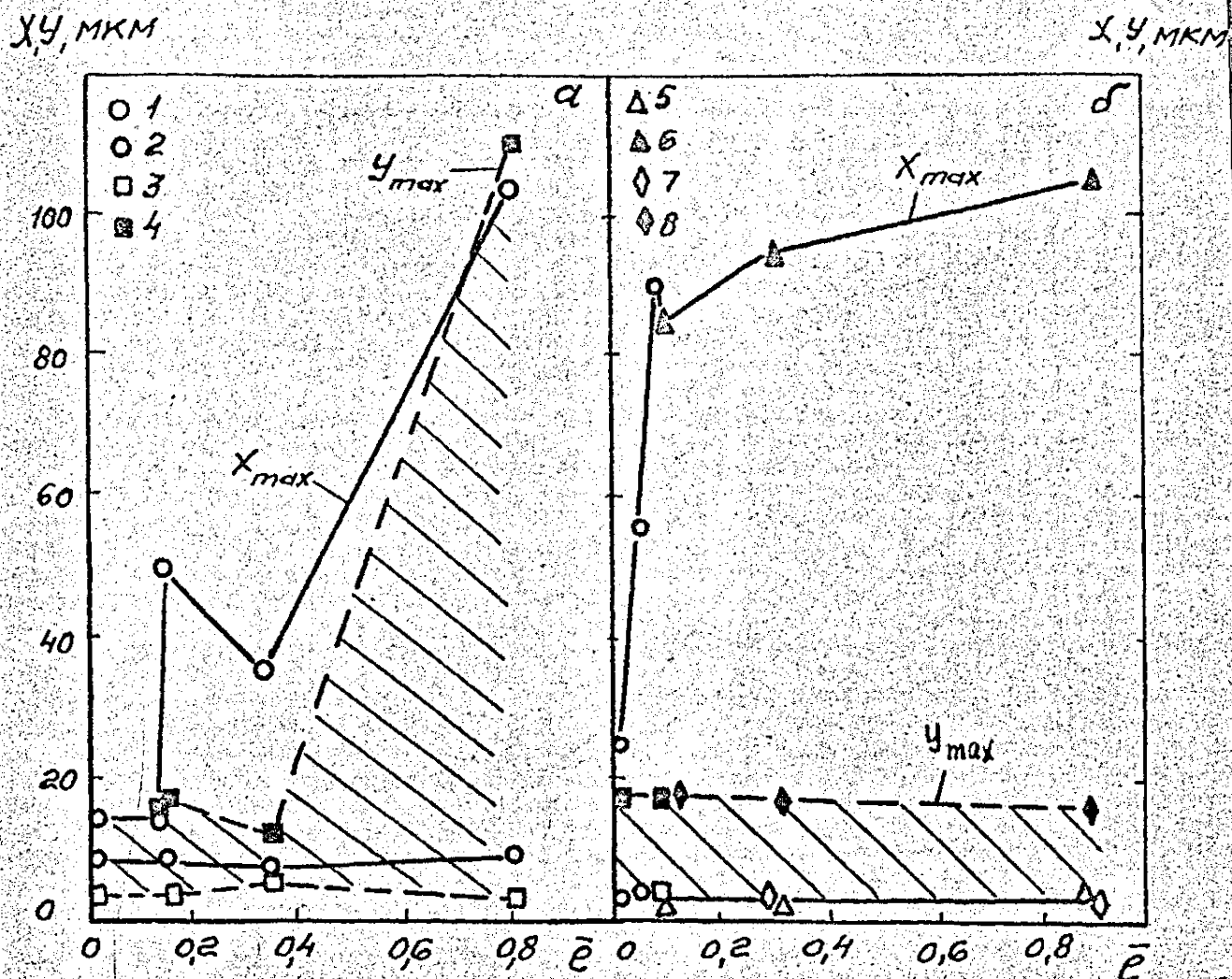


Рис. 3.23. Зависимость размеров пор в стали 15Х2МФА относительно пластической деформации.

15Х2МФА(I) - а, 15Х2МФА(III) - б; X_{\min} - 1,5,

X_{\max} - 2,6, Y_{\min} - 3,7, Y_{\max} - 4,8.

1, 4 - цилиндрический образец (рис. 2.27, а),

5, 8 - плоский образец (рис. 2.27, б).

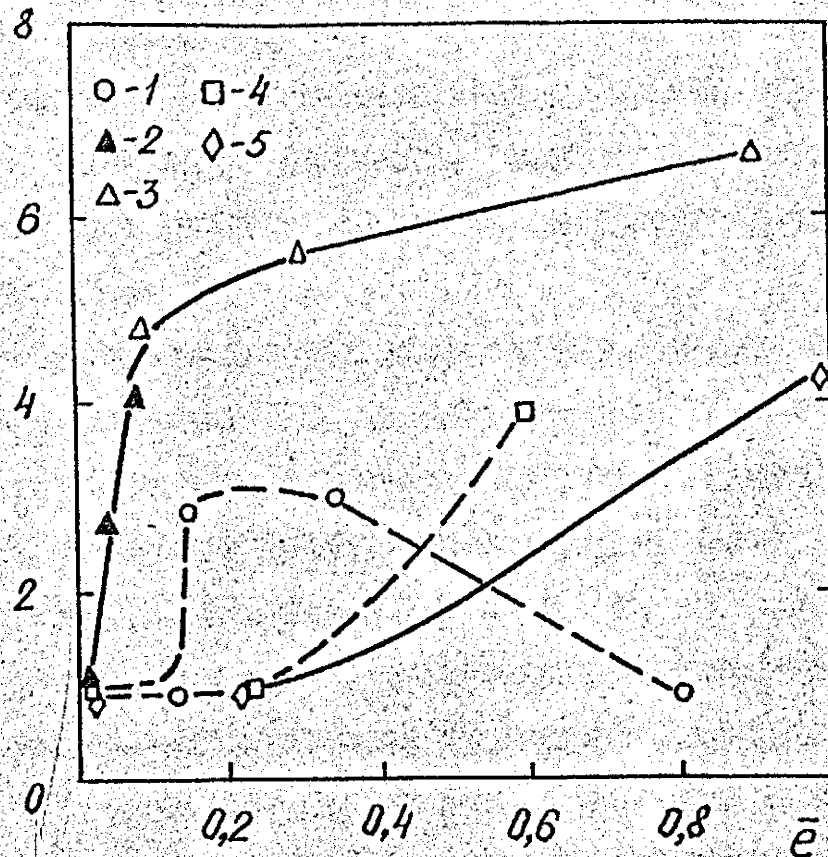
K_n, K_3 

Рис. 3.24. Зависимость коэффициента вытяжки пор (1-3) и зерен (4-5) в стали I5X2MΦA от степени пластической деформации I5X2MΦA(I) - 1,4; I5X2MΦA(III) - 2,3,5. 1,3-5 - вырезка шлифа по схеме рис. 2.27, а; 2 - рис. 2.27, б.

1. Введение. Целью работы является исследование влияния различных факторов на процесс формирования структуры и свойств полимерных материалов.

2. Теоретический анализ. В основе работы лежат следующие положения:

- а) процесс формирования структуры и свойств полимерных материалов является сложным и многофакторным;
- б) на этот процесс влияют различные факторы, такие как температура, время, концентрация реагентов и др.

3. Экспериментальная часть. В ходе работы были проведены следующие эксперименты:

- а) исследование влияния температуры на процесс формирования структуры и свойств полимерных материалов;
- б) исследование влияния времени на процесс формирования структуры и свойств полимерных материалов;
- в) исследование влияния концентрации реагентов на процесс формирования структуры и свойств полимерных материалов.

4. Результаты и выводы. В результате проведенных экспериментов были получены следующие данные:

- а) температура оказывает значительное влияние на процесс формирования структуры и свойств полимерных материалов;
- б) время также оказывает значительное влияние на процесс формирования структуры и свойств полимерных материалов;
- в) концентрация реагентов оказывает значительное влияние на процесс формирования структуры и свойств полимерных материалов.

5. Заключение. В ходе работы были получены следующие выводы:

- а) процесс формирования структуры и свойств полимерных материалов является сложным и многофакторным;
- б) на этот процесс влияют различные факторы, такие как температура, время, концентрация реагентов и др.

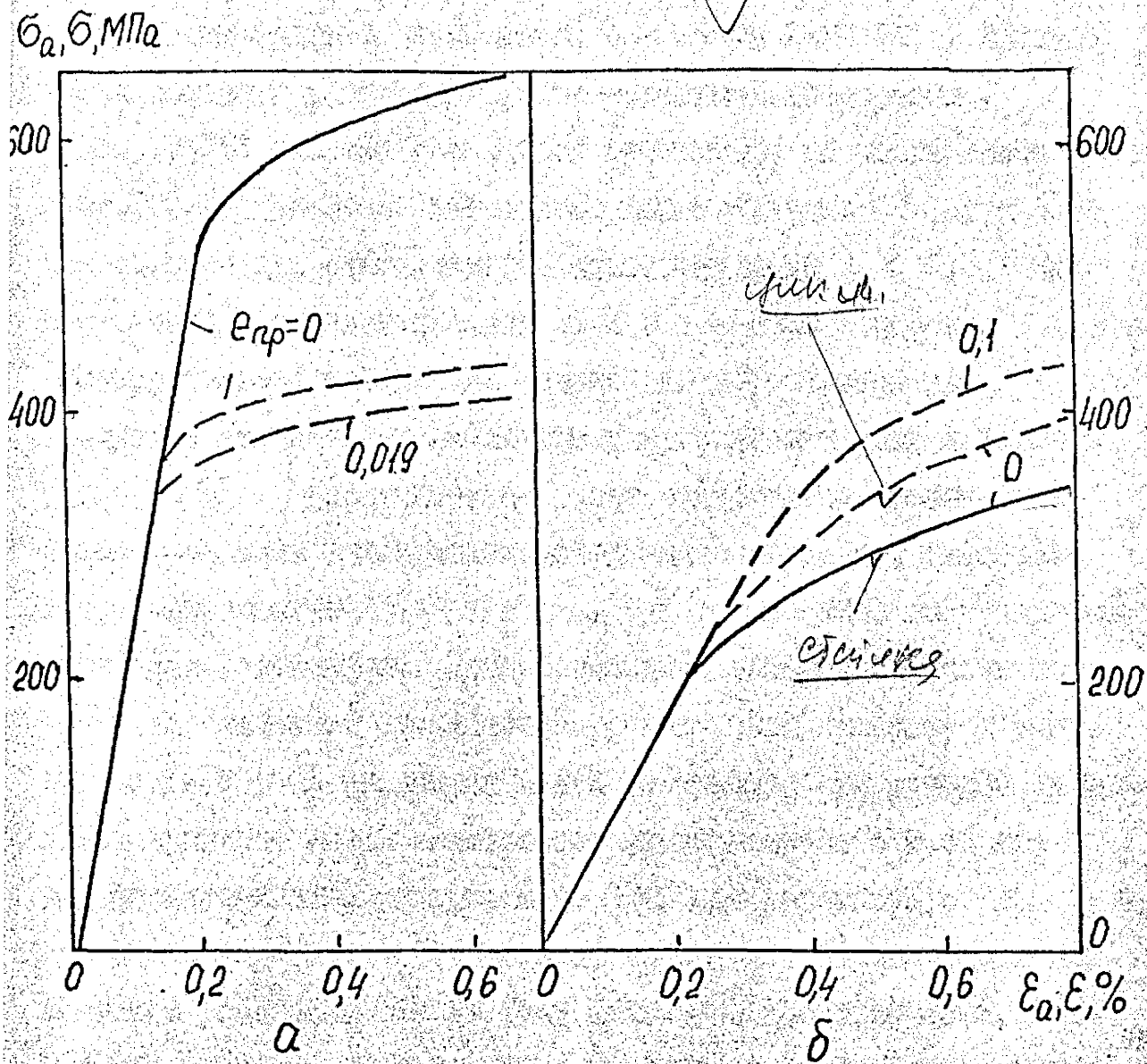


Рис. 3.25. Диаграммы статического (сплошные линии) и циклического (пунктирные линии) деформирования стали 15Х2МФА(1) — α и алюминиевого сплава AlMg6 — δ при различной пластической деформации

рительное однократное растяжение интенсифицирует процесс циклического упрочнения.

Рассмотрим кинетику циклового изменения $\sigma_{0,02}$ и $\sigma_{0,2}$ исследуемых материалов в исходном состоянии и после предварительной однократной деформации. Для стали 15Х2МФА(1) практически при всех уровнях упругопластической деформации ($\varepsilon_d = 0,35...0,7\%$) наблюдается эффект Баушингера (в обоих состояниях) (рис. 3.26). Наиболее интенсивно характеристики $\sigma_{0,02}$ и $\sigma_{0,2}$ уменьшаются при относительной долговечности $\bar{N} < 0,3$. При циклическом нагружении сплав АМг6 в исходном состоянии и после предварительной деформации интенсивно упрочняется при $\bar{N} < 0,2$. Причем, с увеличением амплитуды упругопластической деформации $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,02}$ увеличиваются более существенно с увеличением. Предварительная однократная деформация приводит к смещению вверх зависимостей $\sigma_{0,2} - \bar{N}$ и $\sigma_{0,02} - \bar{N}$ сплава АМг6 по сравнению с исходным состоянием. Предварительная деформация уменьшает запас пластичности алюминиевого сплава. Это приводит к тому, что максимальная амплитуда общей деформации при которой происходит закрытие петли гистерезиса увеличивается с 0,3% для недеформированного материала до 0,4% для материала с $\varepsilon_{np} = 0,1$.

Для стали 15Х2МФА(1) в обоих состояниях ширина петли гистерезиса увеличивается во всем диапазоне долговечности, причем предварительная деформация приводит к увеличению ширины петли гистерезиса по сравнению с исходным материалом (рис. 3.27). В сплаве АМг6, в отличие от стали 15Х2МФА(1) ширина петли гистерезиса уменьшается с увеличением циклической нагрузки. Предварительная однократная деформация приводит к уменьшению ширины петли гистерезиса на начальном этапе циклического деформирования в 4...5 раз при одинаковых амплитудах общей деформации.)

Рассмотрим вопрос о влиянии предварительной однократной

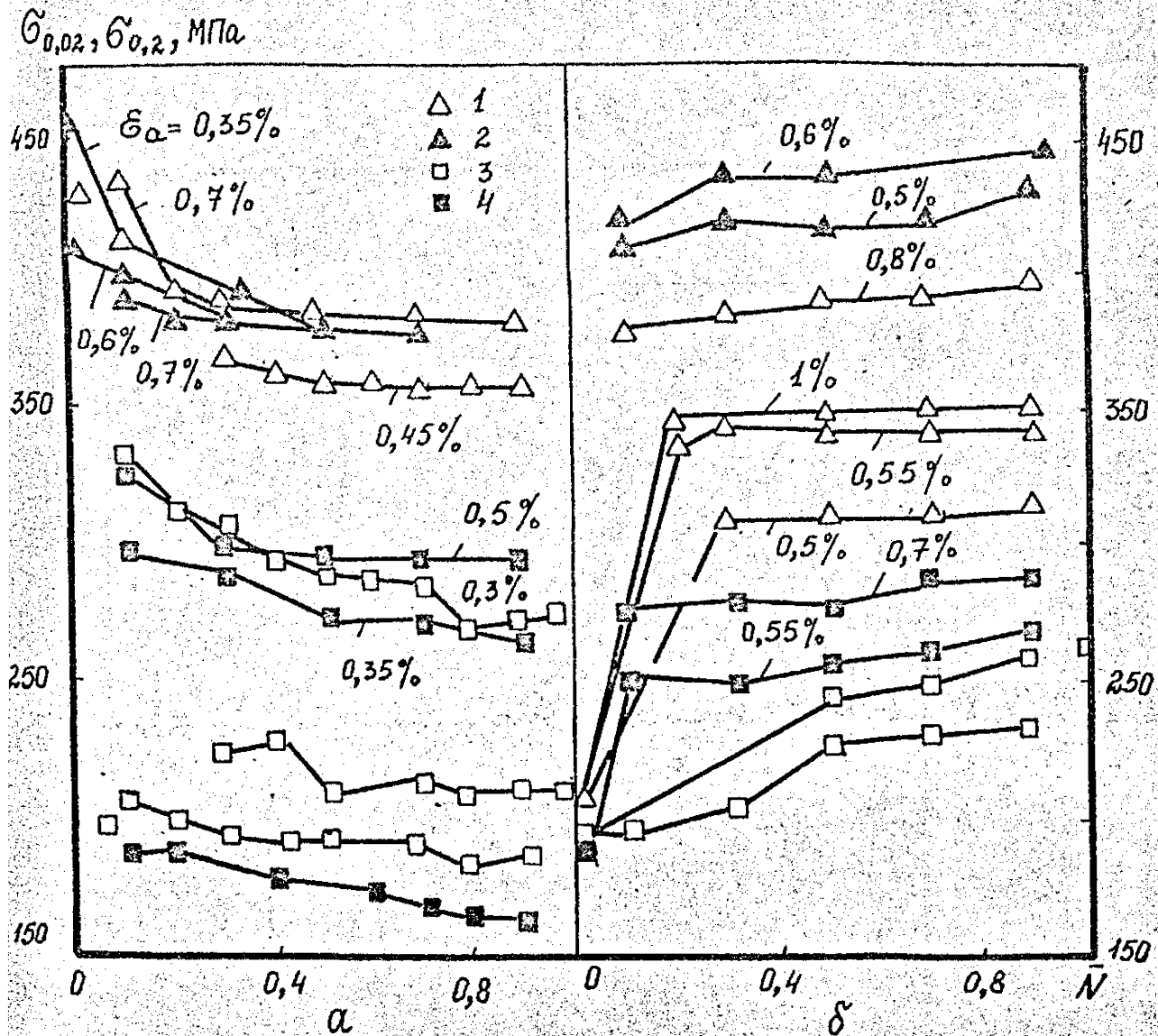


рис. 3.26. Зависимость $\sigma_{0.2}$ (1,2) и $\sigma_{0.02}$ (3,4) стали 15Х2МФА(I)а и сплава АМг6 - б относительно циклической наработки, 1,3 - исходное состояние; 2,4 - после предварительной однократной пластической деформации 0,019 (15Х2МФА(II); 0,1 (АМг6).

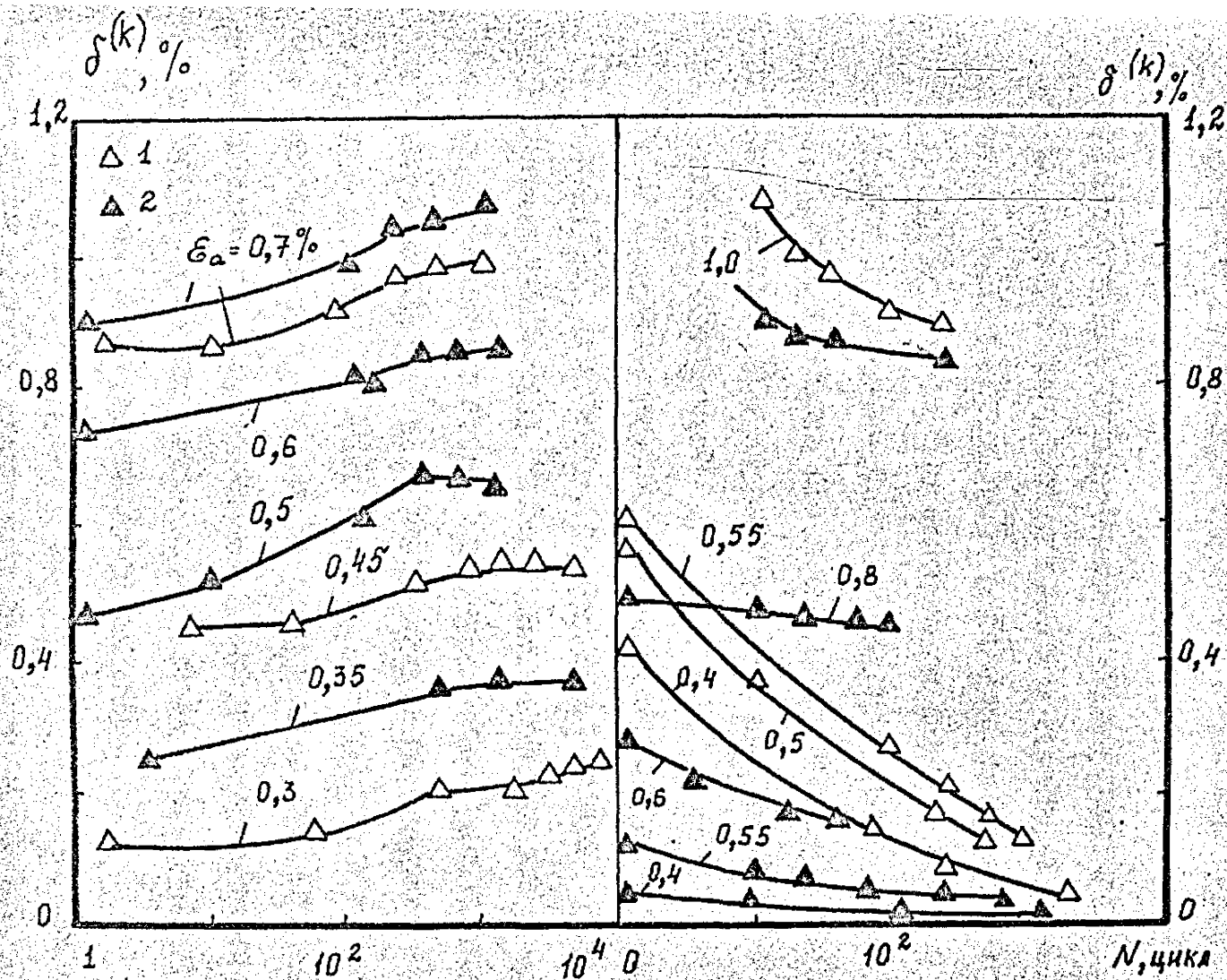


Рис. 3.27. Зависимость ширины петли гистерезиса от числа циклов нагружения для стали 15X2MFA (1) – а и сплава АМг6 – б в исходном состоянии (1) и после предварительной деформации (2) – 0,019 (15X2MFA (1) и 0,1 (АМг6)

пластической деформации на циклическую прочность исследованных материалов.

Предварительная пластическая деформация практически не влияет на циклическую прочность стали 15Х2МФА(1), если данные представлять в координатах $\varepsilon_a - N_T$ и $\varepsilon_{ap} - N_T$ (рис. 3.23). Для сплава АМг6, в отличие от стали 15Х2МФА(1), инвариантность кривой малоциклового усталости относительно однократной пластической деформации соблюдается только в случае, если в качестве критерия использовать общую амплитуду деформации (рис. 3.23,б). При представлении экспериментальных данных в координатах амплитуда пластической деформации - число циклов до разрушения, предварительная однократная пластическая деформация уменьшает число циклов до разрушения в сплаве АМг6 по сравнению с исходным материалом.

На рис. 3.23 представлена зависимость суммарной рассеянной энергии W и энергии, рассеиваемой за цикл ΔW сплава АМг6 и стали 15Х2МФА(1) относительно числа циклов до разрушения. Предварительная однократная деформация растяжением приводит к незначительному увеличению суммарной энергии W , рассеиваемой в стали 15Х2МФА(1) по сравнению с исходным состоянием при одинаковом числе циклов до разрушения. Причем, как после предварительной деформации, так и для недеформированной стали сохраняется общая тенденция к увеличению суммарной энергии W с увеличением числа циклов до разрушения.

Проанализируем влияние предварительной деформации на циклическую прочность с использованием энергетического критерия усталостного разрушения $\frac{188}{439}, \frac{189}{440}$ /. Для стали 15Х2МФА(1) обработка экспериментальных данных по формуле (3.2) дает значение $W_y = 2036 \text{ МДж/м}^3$ для исходного материала и $W_y = 2126 \text{ МДж/м}^3$ для материала после предварительной деформации.

Это свидетельствует о практической независимости энергии

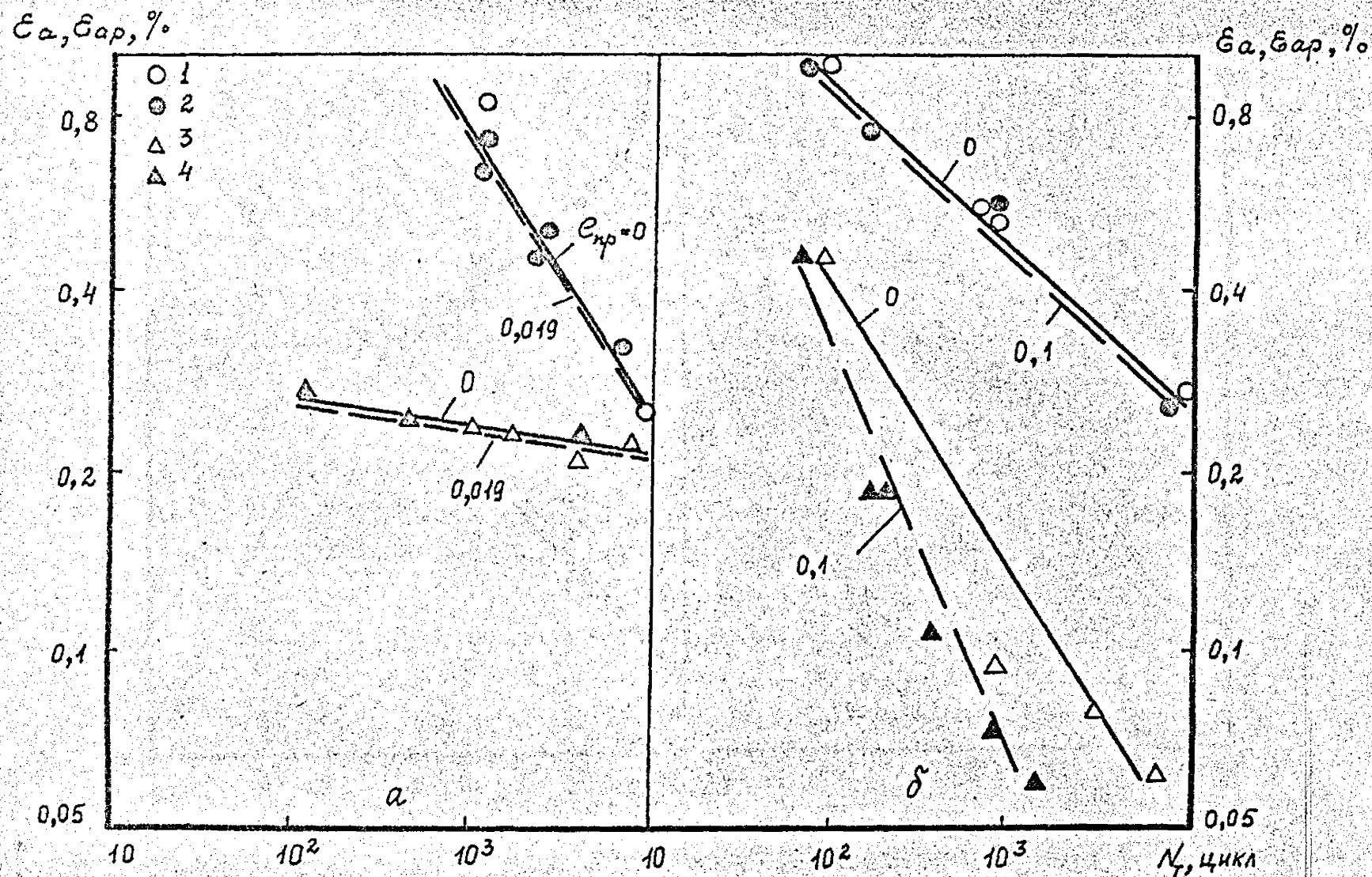


Рис.3.28. Кривые малоциклового усталости стали 15X2MFA(I) - а и сплава АМг6 - б в исходном состоянии (1,3) и после однократной пластической деформации (2,4) 1,2 - зависимость $\epsilon_a - N_T$, 3,4 - зависимость $\epsilon_{ap} - N_\gamma$

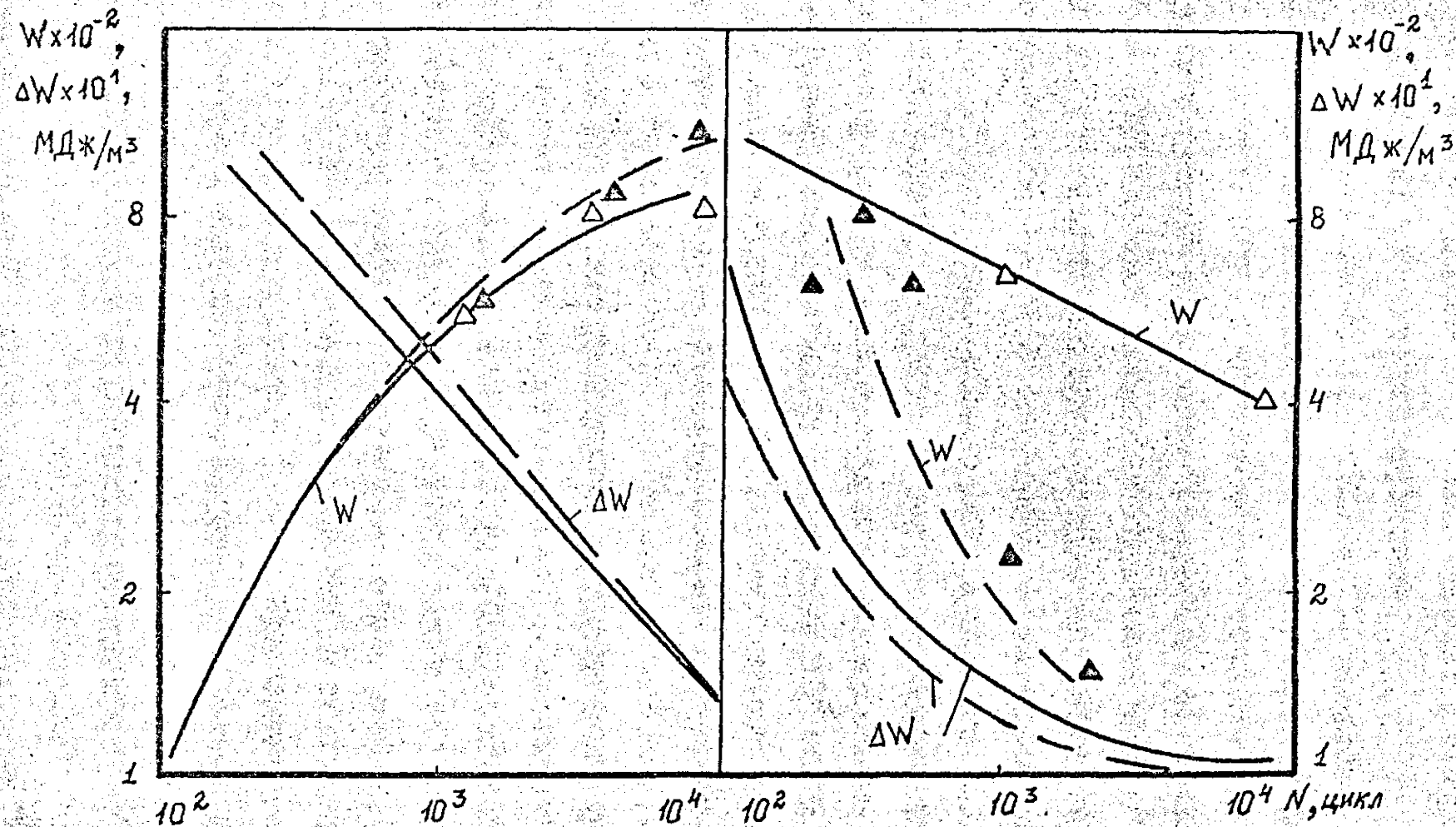


Рис. 3.29. Зависимость удельной энергии неупругой деформации за цикл ΔW и суммарной W относительно числа циклов нагружения для стали 15X2MΦA(I) – а и сплава АМг6 – б в исходном состоянии (сплошные линии) и после предварительной деформации (штриховые линии).

усталостного разрушения W_y стали 15Х2МФА(1) относительно предварительной пластической деформации.

В противоположность стали 15Х2МФА(1), суммарная рассеиваемая энергия для алюминиевого сплава существенно уменьшается при увеличении N_T . Проблематичность использования энергетического критерия усталостного разрушения для интенсивно циклически упрочняющихся материалов обосновалась ранее / 136 /.

Выше уже отмечалось, что при амплитуде упругопластической деформации $\varepsilon_a = 3 \cdot 10^{-3}$ для исходного сплава АМг6 и при $\varepsilon_a = 4 \cdot 10^{-3}$ для предварительно деформированного петля гистерезиса вырождается в прямую, а при уровне напряжений близких к условному пределу выносливости даже чувствительные методики с разрешающей способностью по деформациям 10^{-5} мм/мм не фиксируют петлю гистерезиса / 136 /. В этих случаях, в качестве критериев усталостного разрушения, наряду с деформационным подходом, обычно используют силовые характеристики $\sigma_{0.2}$ / 433 /. На основе проведенных исследований предложен метод прогнозирования влияния наклепа на закономерности пластического циклического деформирования и циклическую прочность сталей и сплавов. Предполагается, что основой для прогнозирования может служить классификация сталей на циклически разупрочняющиеся, циклически стабильные и циклически упрочняющиеся по отношению предела прочности к пределу текучести / 433 /. Предварительное нагружение приводит к смещению вниз диаграммы циклического деформирования циклически разупрочняющихся материалов ($\sigma_B / \sigma_{0.2} < 1,2$) и вверх для циклически упрочняющихся материалов ($\sigma_B / \sigma_{0.2} > 1,4$) по сравнению с диаграммой для исходного материала. Увеличение суммарной рассеиваемой энергии после предварительной пластической деформации объясняется тем, что повышается способность материала рассеивать энергию внутри деформируемого объема.

Соответственно, относительно уменьшается та часть энергии, которая рассеивается в поверхностных слоях металла, следовательно, необходима большая наработка для образования поверхностных трещины.

Для циклически упрочняющихся материалов происходит перераспределение рассеиваемой энергии в сторону увеличения ее в поверхностных слоях, что обуславливает усталостное разрушение при меньшем числе циклов нагружения по сравнению с исходным материалом.

4.6. Закономерности неустойчивого роста

Исследование закономерностей неустойчивого РУТ проводили при внецентричном растяжении компактных образцов толщиной 25 мм при температуре 293 К и коэффициенте асимметрии цикла нагружения 0,1. В процессе испытаний на полированной поверхности образца с помощью оптического микроскопа определяли прирост трещины (0,14...0,5 мм) с точностью до 0,014 мм (см. п. 2.3). Для определения прироста трещины менее 0,14 мм использовали метод упругой податливости. При этом измеряли перемещение точек на расстоянии 2,5 мм симметрично расположенных относительно плоскости трещины вблизи ее вершины. Детально методика измерения раскрытия трещины изложена в п. 2.3. Поскольку форма фронта трещины не является прямолинейной, то методом податливости определяли усредненный по толщине прирост трещины.

Малый прирост трещины вычисляли по экспериментально установленной зависимости $\Delta\delta/\Delta K_{eff} - z$, которая в пределах $= 0...1,5$ мм является линейной (п. 2.3).

На рис. 4.39 схематически представлена зависимость $\Delta\delta/\Delta K_{eff} - z$, из которой прирост трещины $\Delta z = z'' - z'$ определяется следующим образом

$$\Delta L = \Delta z = \frac{(\delta\delta/\Delta K_{eff})'' - (\delta\delta/\Delta K_{eff})'}{\beta_z}, \quad (4.4)$$

где β_z — тангенс угла наклона зависимости $\Delta\delta/\Delta K_{eff} - z$ к оси абсцисс.

Учитывая, что при малом приросте трещины (меньше 0,14 мм) K_{max} , а следовательно и ΔK_{eff} практически постоянны, выражение (4.4) можно представить

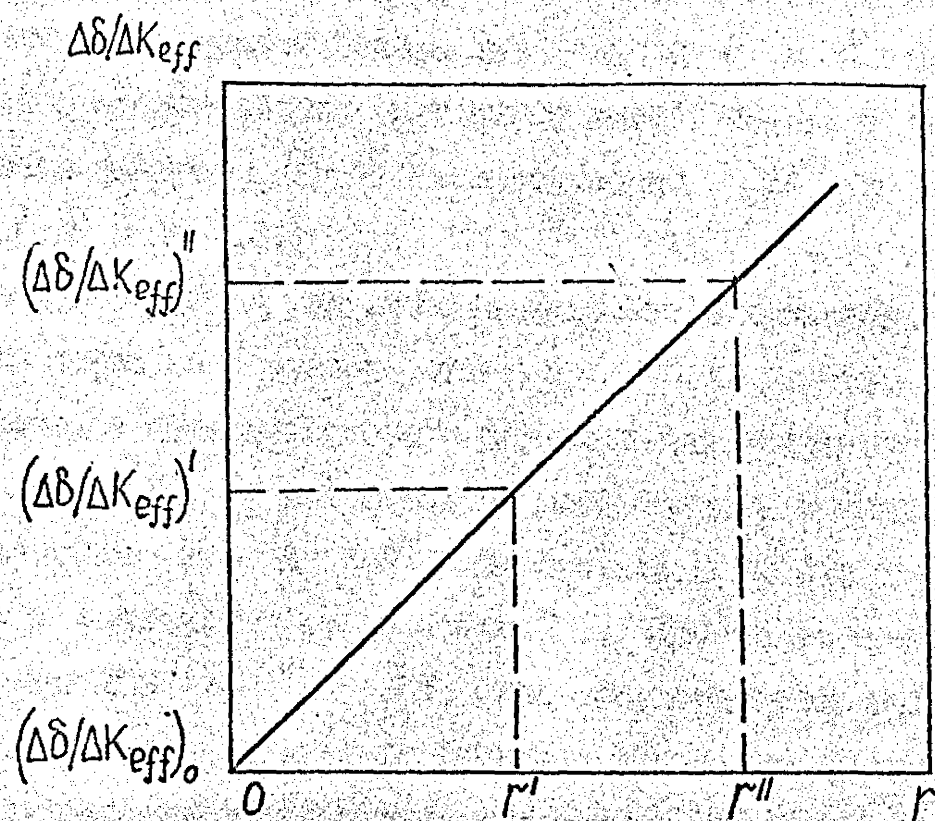


Рис. 4.39. Зависимость $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ относительно расстояния до вершины трещины.

$$\Delta z = \frac{\Delta \delta'' - \Delta \delta'}{\Delta K_{eff} \cdot \beta_z} \quad (4.5)$$

Непосредственно в процессе испытаний с помощью Мини-ЭЕМ осуществлялась запись измеряемых величин P и δ на внешнее запоминающее устройство (магнитный диск). Методика численной обработки диаграмм $P-\delta$ и определения $\Delta \delta$ и ΔK_{eff} приведена в п. 2.3.

Запись P и δ на внешнее устройство производили периодически через ΔN циклов $\Delta N = \Delta N_1 + \Delta N_2$. Здесь ΔN_1 — число циклов, в течение которого осуществляли непрерывную запись диаграмм, ΔN_2 — длительность паузы записи в циклах. Соотношение между ΔN_1 и ΔN_2 выбиралось в каждом конкретном случае в зависимости от скорости РУТ. Частота нагружения в течение периодов ΔN_1 и ΔN_2 была соответственно 0,1 и 1 Гц. Кроме этого, производили непрерывную запись раскрытия δ_{max} . Это позволило интерполировать значения прироста трещины в диапазоне числа циклов ΔN_2 .

Исследовали закономерности развития трещины усталости в стали 15Х2МФА(1), 15Х2МФА(П), 15Х2МФА(Ш) и в сварном шве 10ХМФТ(П).

На рис. 4.40 представлена КДРП стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К, которая состоит из трех участков: припорового (I), среднего (II) и участка нестабильного (хрушения сначками) РУТ (III). При определении скорости РУТ на III участке в расчет принимали только длину стабильного прироста трещины между сначками / 139/¹⁹³. В этом случае участок III кинетической диаграммы описывается уравнением типа Пардса с теми же постоянными C и m .

Дополнительное исследование, результаты которого приведены ниже, относится к III участку кинетической диаграммы усталостного разрушения, т.е. рассматриваются закономерности РУТ только

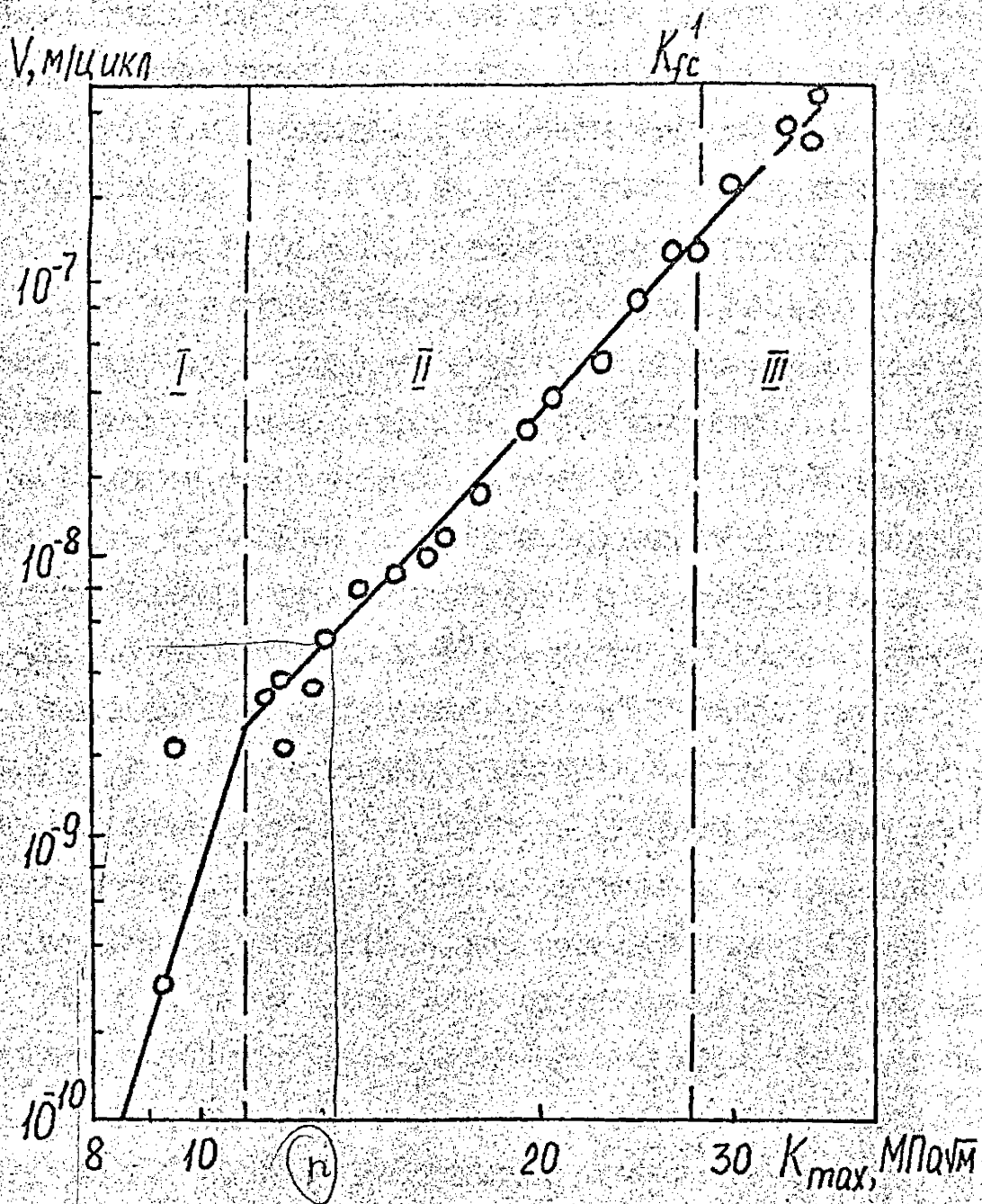


Рис. 4.40. ДУР стали 15X2MΦA(III) при 293 К и $R = 0.1$.

между крупными скачками трещины / 409 /.

Анализ результатов измерений прироста трещины усталости показал, что стабильное развитие трещины представляет собой чередование инкубационного периода и периода непрерывного РУТ. На рис. 4.4I приведены результаты исследования зависимости прироста трещины Δl (Δz) от числа циклов нагружения между крупными скачками трещины. Развитие трещины усталости при $K_{max} > K_{fc}$ на участке между двумя последовательными скачками трещины происходит следующим образом. Вначале приложение циклической нагрузки к образцу с исходной трещиной ($l_0 = 16,28$ мм) не вызывает роста трещины, вплоть до $N \approx 120$ циклов, и только при дальнейшем нагружении трещина начинает расти, по-видимому, в каждом цикле нагружения, т.е. непрерывно. Процесс чередования роста трещины и ее остановки повторяется многократно до тех пор, пока не происходит крупный скачок трещины. После крупного скачка трещины описанная картина повторяется. Следует отметить, что в некоторых из ранее выполненных работ также получены результаты, свидетельствующие о неравномерности развития трещины усталости в ряде конструкционных сталей / 84, 456 /. В то же время, хотя существуют однозначные доказательства того, что усталостная бороздка образуется в течение одного цикла нагружения, например, в алюминиевых сплавах / 457, 458 /, при больших значениях K_{max} , соответствующих правой части участка II минетической диаграммы усталостного разрушения, усталостные бороздки, как правило, отсутствуют / 459 /.

На рис. 4.4I,6 выделен один блок процесса стабильного РУТ, который характеризуется следующими параметрами: Δl_n — величина непрерывного прироста трещины; ΔN_z — число циклов задержки роста трещины (инкубационный период); ΔN_n — число циклов, в течение которого трещина непрерывно растет;

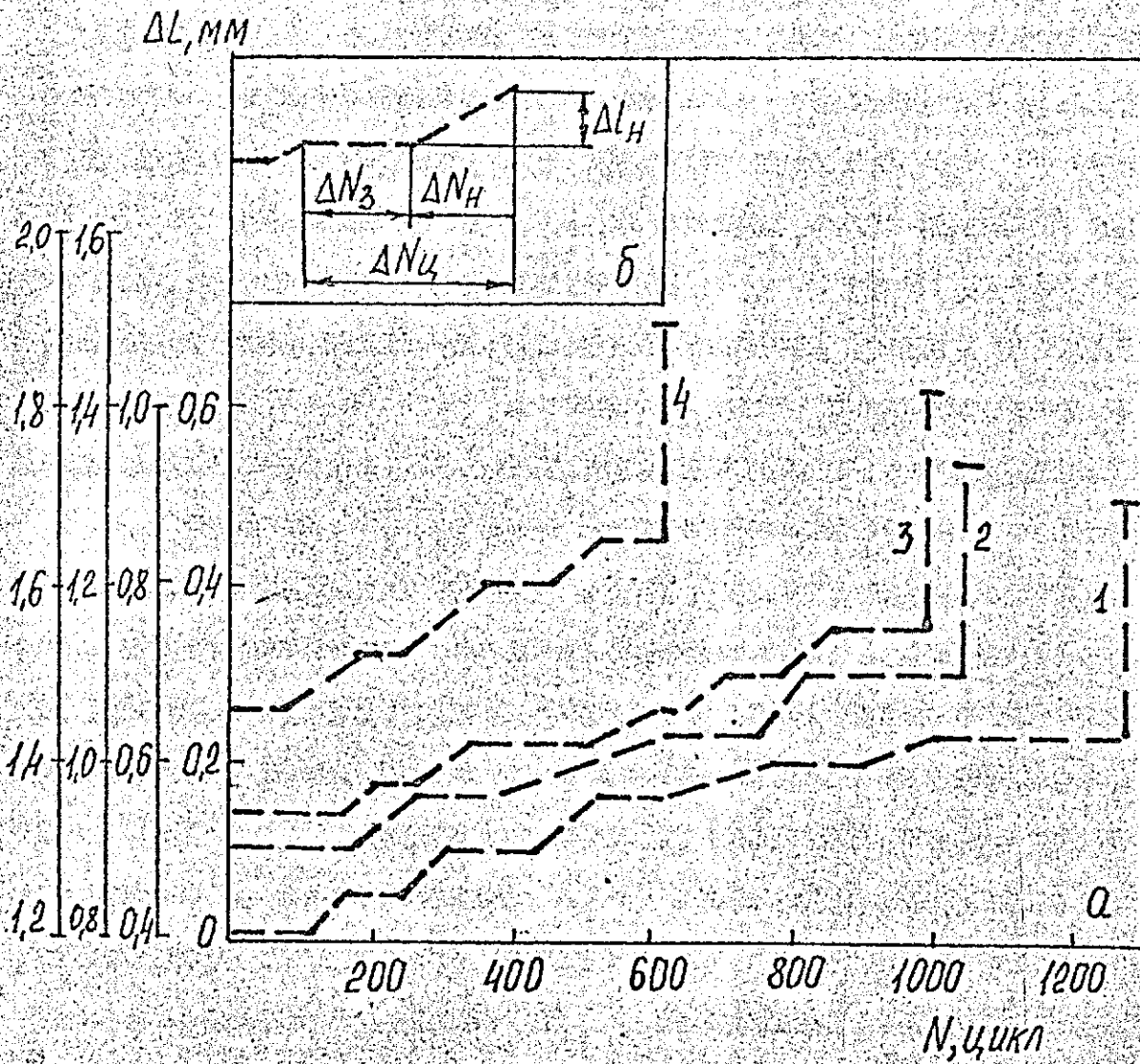


Рис. 4.4I. Зависимость длины прироста трещины в стали 15X2MFA(III) при 293 К от количества циклов нагружения - а и схематизация одного блока нерегулярного РУТ - б
 $l_0 = 16,26$ мм, $K_{max} = 30,1$ МПа $\sqrt{м}$;
 стрелки с полочкой - хрупкие скачки трещины, цифры соответствуют номеру скачка трещины.

$$\Delta N_u = \Delta N_z + \Delta N_n$$

Были проведены исследования закономерностей изменения параметров блока стабильного развития трещины усталости с увеличением K_{max} .

На рис. 4.42 построены экспериментальные зависимости непрерывного прироста трещины в блоке ΔL_n и прироста трещины между двумя последовательными хрупкими скачками ΔL_y в стали 15Х2МФА^(III) от значения K_{max} , на которых можно выделить три участка. На участке А с увеличением K_{max} от 30 до 36 МПа $\sqrt{м}$ происходит увеличение непрерывного прироста трещины в стали от 0,05 до 0,16...0,2 мм и снижение длины прироста трещины между двумя последовательными хрупкими скачками трещины. При

$K_{max} > 33 \text{ МПа}\sqrt{м}$ (участок Б) непрерывный прирост соответствует длине прироста трещины между хрупкими скачками, т.е. между двумя скачками трещины улаживается от 1 1/2 до 1/2 блока. При этом правая граница участка Б (рис. 4.42) соответствует случаю, когда подрастание трещины вообще отсутствует, т.е. $\Delta L_y = \Delta L_n = 0$. Таким образом, на участке Б, также, как и на участке А, с увеличением K_{max} происходит уменьшение длины усталостного подрастания трещины между хрупкими скачками. Однако, в отличие от участка А, на котором увеличивается прирост трещины, на участке Б с увеличением K_{max} , ΔL_n уменьшается.

Участок В характеризуется отсутствием прироста трещины усталости между хрупкими скачками и с увеличением K_{max} будет происходить уменьшение только инкубационного периода ΔN_z .

С увеличением K_{max} от 31 до 35 МПа $\sqrt{м}$ (рис. 4.43) инкубационный период ΔN_z уменьшается примерно от 140 до 50 циклов, а период дискретного РУТ с 350 до 50 циклов. Таким образом, если при более низких значениях K_{max} , отношение $\Delta N_n / \Delta N_z$ составляет примерно 2,5, то с увеличением K_{max} ,

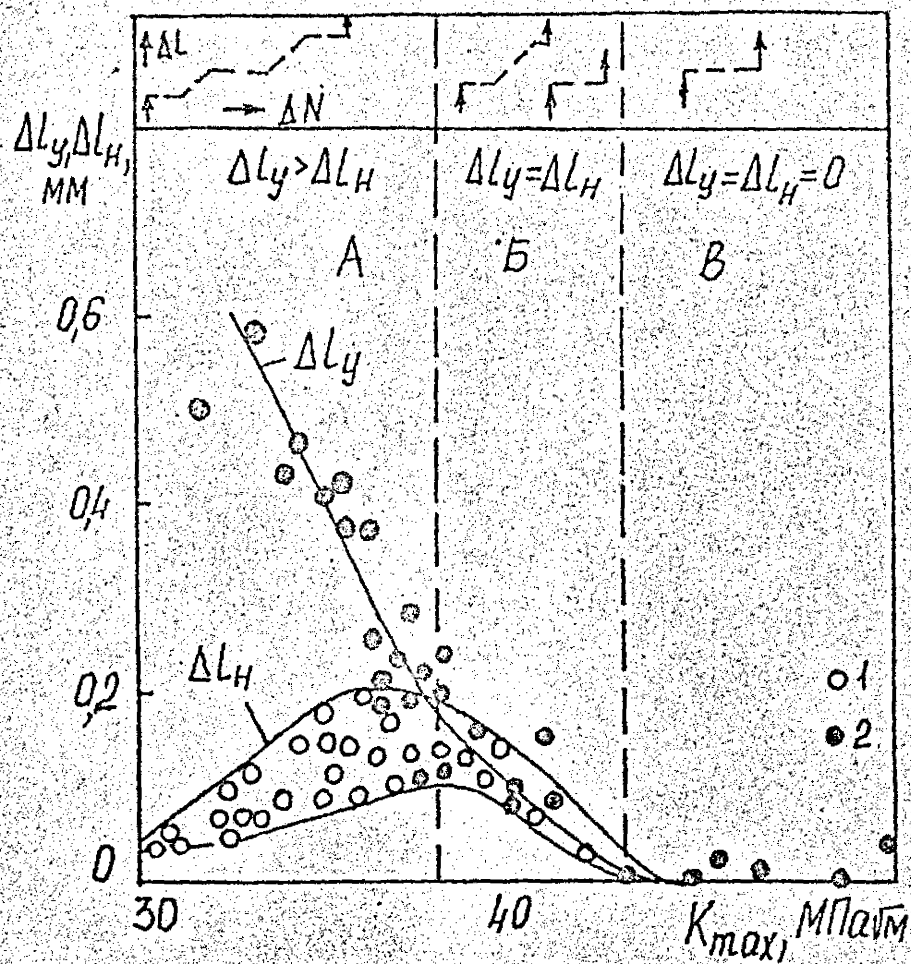


Рис. 4.42. Зависимость величины непрерывного прироста трещины в блоке Δl_H (1) и прироста трещины между скачками Δl_y (2) от максимального КИН для стали 15Х2МФА(III).

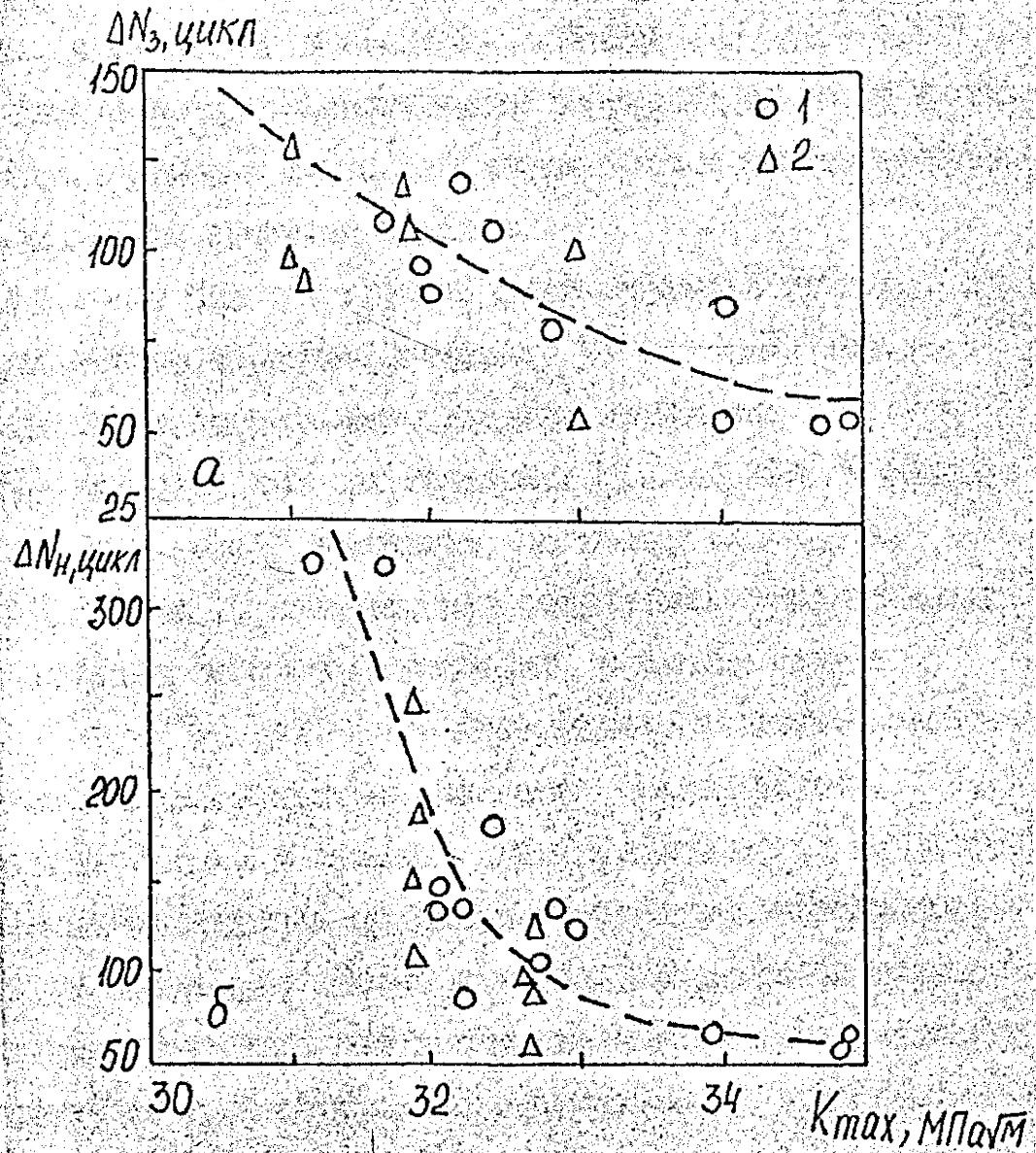


Рис. 4.43. Зависимость инкубационного периода ΔN_3 - а и периода непрерывного РУТ ΔN_H - б в стали 15Х2МФА(III) от уровня K_{max} при 293 К.
 1 - $l_0 = 16,28$ мм, $K_{max0} = 31,0$ МПа $\sqrt{м}$;
 2 - $l_0 = 12,5$ мм, $K_{max0} = 30,5$ МПа $\sqrt{м}$.

$\Delta N_H / \Delta N_2$ уменьшается и примерно равно 1 при $K_{max} = 35 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$.

Причем, в диапазоне $K_{max} = 30 \dots 35 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$ (рис. 4.44) инкубационный период, предшествующий непрерывному росту трещины усталости, примерно на порядок меньше числа циклов нагружения между хрупкими скачками трещины.

При $K_{max} > 40 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$ хрупкий скачок трещины приводит к полному разрушению образца (поскольку $K_{max} > K_{DC}$), поэтому экспериментальная зависимость получена только для $K_{max} \leq 35 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$. Очевидно, что при значениях $K_{max} > 44 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$ зависимости 1 и 2 (рис. 4.44) совпадают, поскольку из анализа рис. 4.44 (участок В) следует, что подрастание трещины между хрупкими скачками трещины отсутствует, и в этом случае

$\Delta L_y = \Delta L_H = 0$. На рис. 4.44 штрихпунктирной линией обозначено предполагаемое изменение указанных зависимостей (1, 2) с увеличением K_{max} . В области вершины трещины под воздействием циклической нагрузки происходит накопление повреждений. При этом, принципиально важным является установление механизма накопления. Известно, что в области малоциклового усталости при испытании гладких образцов в зависимости от вида нагружения (мягкое $\sigma_a = const$ или жесткое $\varepsilon_a = const$) разрушение может происходить вследствие накопления усталостных либо квазистатических повреждений или же эти процессы происходят одновременно. σ_a и ε_a соответственно амплитуда напряжения и упругопластической деформации.

На рис. 4.45 приведены зависимости размаха раскрытия трещины $\Delta \delta$ и КИН при котором происходит открытие трещины и прироста трещины ΔL от числа циклов нагружения в пределах одного блока стабильного роста трещины. При этом не обнаружено изменения размаха раскрытия трещины и КИН K_{op} как в течение инкубационного периода, так и периода непрерыв-

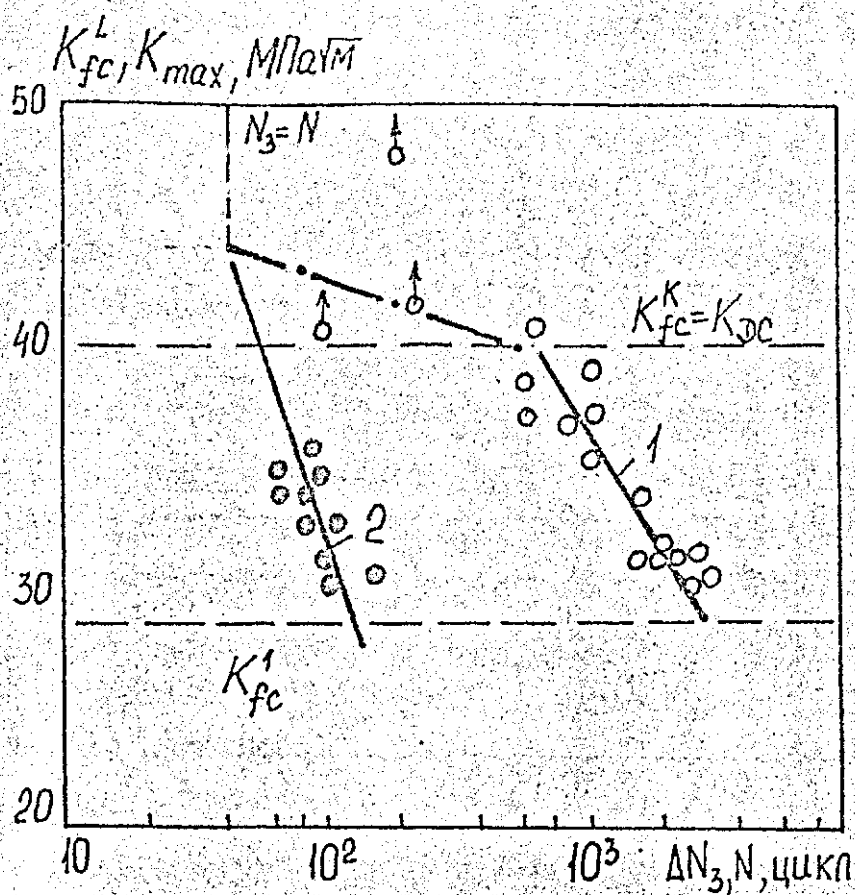


Рис. 4.44. Зависимость критического КИН K_{fc}^I от числа циклов нагружения между хрупкими скачками трещины (1) и КИН K_{max} от инкубационного периода роста трещины (2) в стали 15Х2МФА(III). Точки со стрелками соответствуют полному разрушению образца

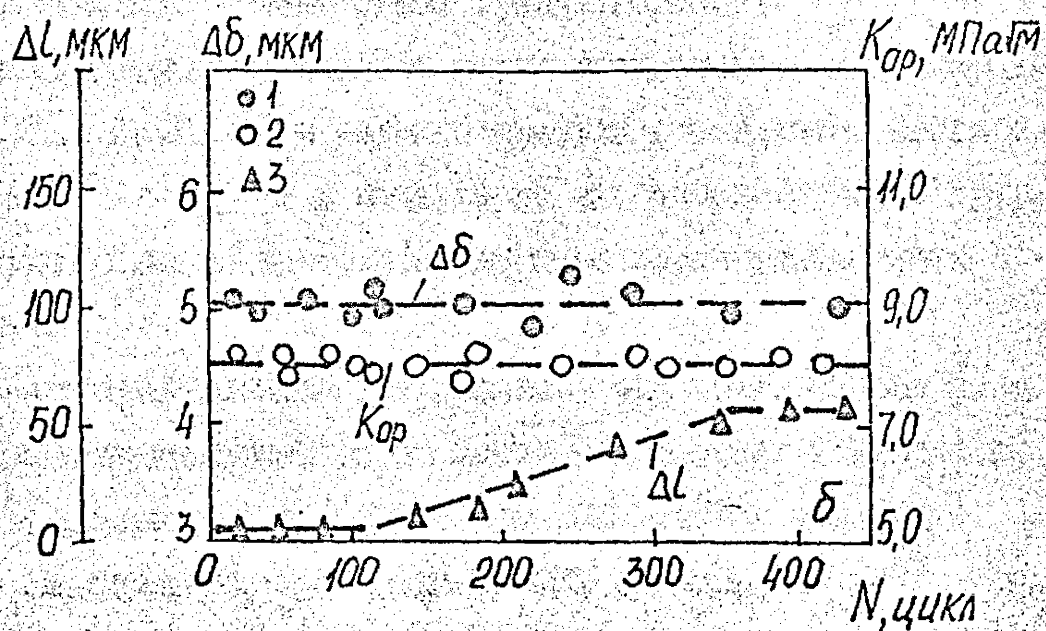


Рис. 4.45. Зависимость размаха раскрытия трещины $\Delta\delta$ (1), КИН K_{op} (2) и прироста трещины Δl (3) от числа циклов нагружения ($K_{max} = 30,9 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$, $l_0 = 17,08 \text{ мм}$)

ного роста трещины усталости. Это свидетельствует о том, что уровень остаточных сжимающих напряжений вблизи вершины трещины, которые в интегральном виде выражаются через K_{op} (при отсутствии закрытия трещины, вызванного образованием окисной пленки и шероховатостью поверхности разрушения) также не претерпевают изменения в течение блока стабильного РУТ.

Из вышеприведенного анализа также следует, что в диапазоне $K_{max} = 30 \dots 35 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ в вершине трещины реализуется жесткое напряжение ($\varepsilon_a = const$) и истощение пластичности между крупными скачками происходит вследствие накопления усталостных повреждений.

На основе исследований установлено, что нерегулярный рост усталостной трещины имеет также место и для стали 15Х2МФА(І), 15Х2МФА(ІІ), сварного шва 10ХНМТ(І) и 10ХНМТ(ІІ) в условиях комнатной температуры, при скорости РУТ превышающей 10^{-8} м/цикл. Для этих материалов получены закономерности нерегулярного роста усталостной трещины аналогичные приведенным на рис. 4.46, 6, 4.43.

Выводы

1. Исследовано влияние предварительной однократной пластической деформации растяжением, режима нагружения (песткий, мягкий) и уровня прочности, достигаемого за счет термобработки, на циклическую прочность и закономерности неупругого циклического деформирования циклически упрочняющихся и циклически разупрочняющихся конструкционных сплавов и их сварных соединений.

2. Установлено, что кривые в координатах амплитуда упруго-пластической деформации — число циклов до зарождения макротрещины, полученные в условиях жесткого упругопластического нагружения, практически не чувствительны относительно уровня прочности корпусной теплоустойчивой стали и предварительной пластической деформации растяжением как для циклически разупрочняющихся, так и циклически упрочняющихся материалов.

3. Показано, что для циклически разупрочняющихся материалов в условиях симметричного жесткого упругопластического нагружения энергия усталостного разрушения, учитывающая ее опасную часть, не зависит от числа циклов до разрушения в диапазоне $2 \cdot 10^3 \dots 5 \cdot 10^4$ циклов и от уровня предварительной однократной пластической деформации. Указанный энергетический критерий ранее был обоснован только для многоциклового усталости.

4. Установлено, что характер влияния предварительной однократной пластической деформации растяжением на закономерности неупругого циклического деформирования определяется классом материала. Предварительная деформация увеличивает степень разупрочнения для циклически разупрочняющихся и увеличивает степень упрочнения для циклически упрочняющихся материалов по сравнению с исходным состоянием. Указанное обстоятельство необходимо учитывать при расчетах напряженно-деформированного сос-

тояния предварительно деформированных элементов конструкций при циклическом нагружении.

5. Исследовано влияние амплитуды упругопластической деформации и циклической наработки на закономерности накопления усталостных повреждений в корпусной теплоустойчивой стали различного уровня прочности. Показано, что с увеличением амплитуды деформации увеличивается средняя длина усталостных микротрещин, а среднее расстояние между ними уменьшается. Вместе с тем установлено, что для определенных амплитуд деформации зависимость средней длины микротрещины от удельной энергии неупругой деформации, рассеянной в материале, является инвариантной относительно уровня нагружения.

ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СКОРОСТЬ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН

Как показал анализ литературных данных имеются только отдельные разрозненные работы, посвященные исследованию влияния предварительной пластической деформации на скорость роста усталостных трещин. Поэтому в данном разделе проведено комплексное исследование влияния предварительной циклической и однократной пластической деформации образцов при отсутствии в них трещин на скорость РУТ для циклически упрочняющихся и циклически разупрочняющихся материалов. Для анализа результатов о скорости РУТ с учетом предварительной пластической деформации была использована концепция закрытия трещины.

Проанализировано влияние несовершенств (микронор, микротрещин) материала, возникших на стадии предварительного пластического деформирования, на параметры циклической трещиностойкости.

Детально исследованы закономерности роста усталостной трещины и кинетика раскрытия трещины в процессе ее макроскопического подрастания. Полученные результаты позволили в дальнейшем обосновать ряд положений модели роста усталостной трещины.

4.1. Влияние термообработки, моделирующей радиационное охрупчивание и температур испытаний

Приведены результаты комплексного исследования влияния охрупчивания стали 15Х2МФА и сварного шва, выполненного проволокой Св-10ХМФТ, достигаемого термической обработкой, имитирующей радиационное охрупчивание материала и сварного шва корпуса ядерного реактора в области активной зоны к концу

срока эксплуатации на скорость РУТ.

Скорость РУТ исследовали при внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 25 мм (рис. 2.5) в диапазоне температур 77...623 К. Подробно методика испытаний изложена в п. 2.2, 2.3.

Повышение температуры испытаний от 293 до 623 К (рис. 4.1) практически не влияет на скорость РУТ в стали 15Х2МФА(1) в пределах всей диаграммы усталостного разрушения и увеличивает скорость РУТ в стали 15Х2МФА(III) при $K_{max} < 22 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}} / 441 /$. При этом наблюдается уменьшение размаха порогового КИН ΔK_{th} стали 15Х2МФА(III) с 7,5 до 5,54 $\text{МПа} \sqrt{\text{м}}$ с увеличением температуры испытаний. В отличие от охрупченной стали значения ΔK_{th} стали 15Х2МФА(1) при 293 и 623 К совпадают. Охрупчивание за счет снижения температуры отпуска от 973 до 893 не оказывает существенного влияния на скорость развития трещины усталости в стали 15Х2МФА при 293 К и в 1,5...2 раза увеличивает скорость РУТ при 623 К на среднем ^{участке} ДУР при $K_{max} < 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

Более детальные исследования показали, что скорость РУТ в стали 15Х2МФА(III) при температуре 293, 363, 893, 433, 473 и 623 К при $K_{max} > 22 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ практически совпадает (рис. 4.2).

При более низких значениях КИН увеличение температуры от 363 до 473 К приводит к непрерывному увеличению скорости РУТ. При дальнейшем повышении температуры до 623 К скорость РУТ снижается примерно в 2 раза по сравнению с 473 К. Из анализа результатов таблицы 4.1 и рис. 4.2 также следует, что с увеличением температуры испытаний уменьшается угол наклона зависимости $\lg V - \lg K_{max}$ к оси абсцисс, т.е. увеличивается коэффициент C и уменьшается m в уравнении Париса.

Известно, что облучение нейтронами, как правило, не оказывает существенного влияния на сопротивление РУТ материалов корпусов реакторов ВВЭР / 442-444 /, Так в работе / 443 / не об-

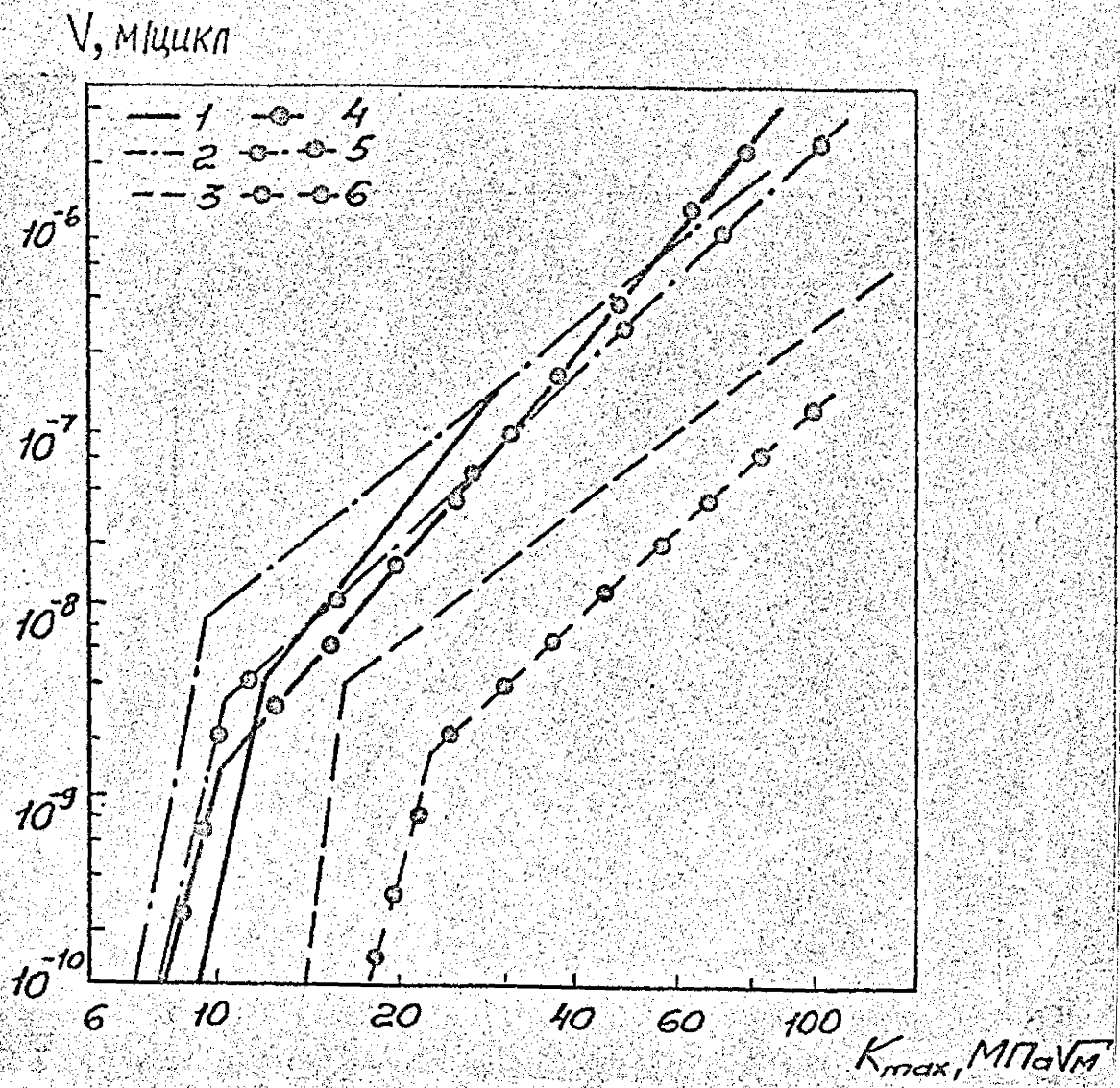


Рис. 4.1. ДУР стали 15Х2МФА(Ш) — 1-3, 15Х2МФА(І) — 4-6.
 293 К — 1, 4, 6; 623 К — 2, 3, 5; $R = 0,1$ (1, 2, 4, 5)
 и $0,75$ (3, 6).

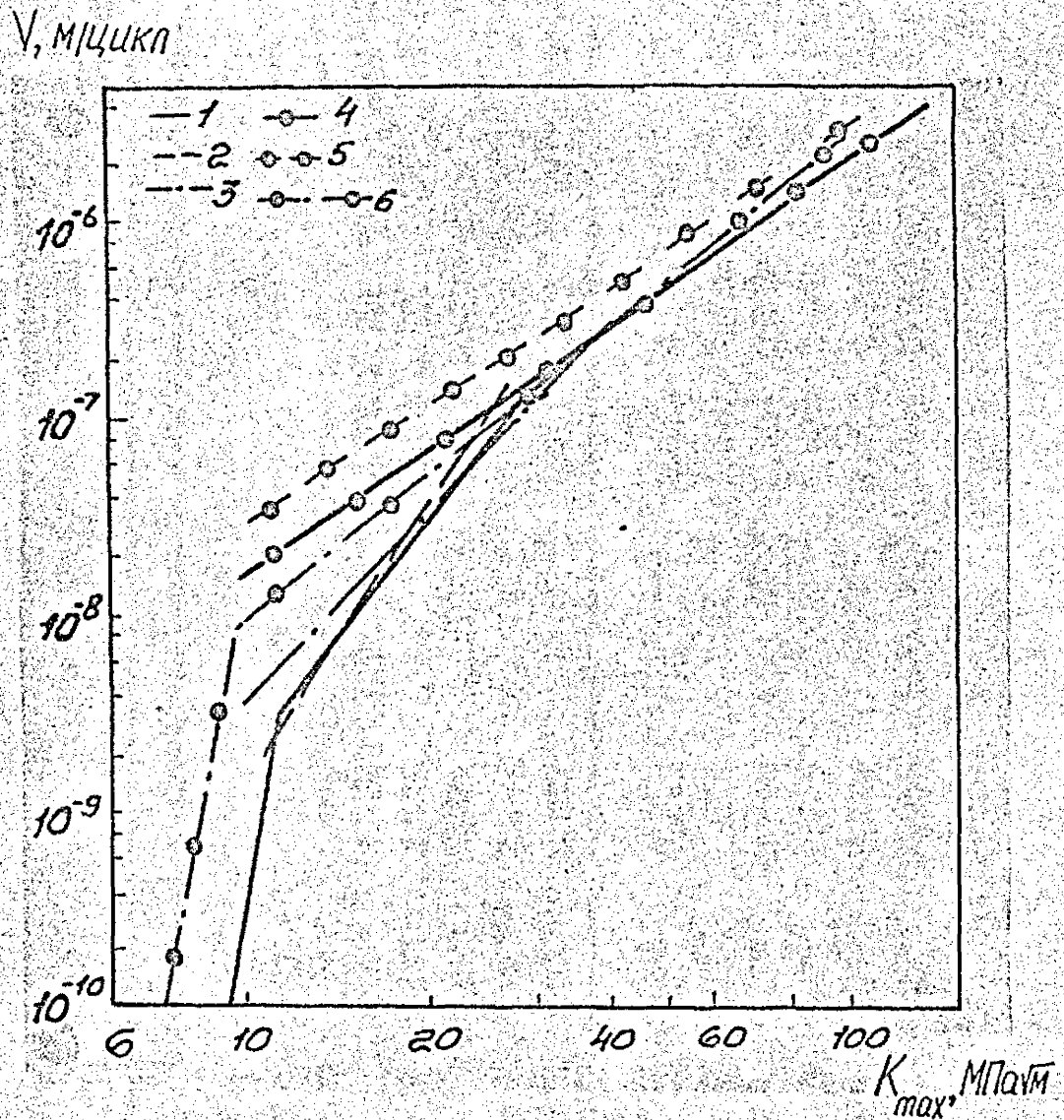


Рис. 4.2. Диаграммы усталостного разрушения стали 15X2MFA(III) при $R = 0,1$.
 293 К (1), 363 К (2), 393 К (3), 433 К (4),
 473 К (5), 623 К (6).

Таблица 4.1

Характеристики численной градиентостойкости

Материал	Т, К	R	$\Delta K_{\text{крит}}$ (МПа/м)	$\sqrt{-\Delta K}$		$\sqrt{-K_{\text{max}}}$		Кодов. коррекции	Диапазон изменения \sqrt{I} , м/цикл	$\sqrt{K_D}$ м/цикл
				$\frac{C}{\text{м/цикл}}$ (МПа/м)	m	$\frac{C}{\text{м/цикл}}$ (МПа/м)	m			
Сталь 15Х2НМФА(Г)	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
	183	0,1	-	-	-	-	-	-	-	-
	213	0,1	-	-	-	-	-	-	-	-
	243	0,1	-	-	-	-	-	-	-	-
	293	0,1	8,2	$2,9 \cdot 10^{-13}$	3,733	$1,7 \cdot 10^{-13}$	3,762	0,568	10^{-8}	$1,4 \cdot 10^{-5}$
	-	0,5	6,5	$7,4 \cdot 10^{-13}$	2,845	$1 \cdot 10^{-12}$	2,853	0,930	$2 \cdot 10^{-9}$	$6 \cdot 10^{-7}$
	-	0,75	5,1	$1,4 \cdot 10^{-11}$	2,746	$3,1 \cdot 10^{-13}$	2,746	0,967	$2 \cdot 10^{-9}$	$1,2 \cdot 10^{-7}$
	-	0,95	2,98	$7,2 \cdot 10^{-11}$	2,475	$3,0 \cdot 10^{-15}$	2,835	0,918	$6 \cdot 10^{-10}$	$4 \cdot 10^{-9}$
	623	0,1	8,82	$2,8 \cdot 10^{-13}$	2,587	$2,1 \cdot 10^{-13}$	2,587	0,873	$5 \cdot 10^{-9}$	$5 \cdot 10^{-7}$
	77	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Сталь 15Х2НМФА(III)	293	0,1	7,5	$1,1 \cdot 10^{-13}$	4,429	$2,5 \cdot 10^{-3}$	3,859	0,969	$2 \cdot 10^{-9}$	$1 \cdot 10^{-7}$
	-	0,6	5,0	$1,4 \cdot 10^{-10}$	1,476	$3,1 \cdot 10^{-11}$	1,539	0,626	$2 \cdot 10^{-9}$	$1 \cdot 10^{-7}$
	-	0,8	2,82	$8 \cdot 10^{-12}$	3,542	$1,1 \cdot 10^{-14}$	3,524	0,710	$2 \cdot 10^{-9}$	$1 \cdot 10^{-7}$
	363	0,1	-	$3,8 \cdot 10^{-14}$	4,737	$2,6 \cdot 10^{-11}$	4,683	0,952	$2 \cdot 10^{-9}$	$2 \cdot 10^{-6}$
	393	0,1	7,53	$4,1 \cdot 10^{-12}$	3,132	$1,9 \cdot 10^{-9}$	3,255	0,958	$2 \cdot 10^{-9}$	$3,4 \cdot 10^{-7}$
	433	0,1	-	$1,8 \cdot 10^{-10}$	2,056	$1,5 \cdot 10^{-10}$	2,056	0,930	$3 \cdot 10^{-8}$	$6 \cdot 10^{-6}$
	473	0,1	-	$2,7 \cdot 10^{-10}$	1,828	$2,1 \cdot 10^{-10}$	1,939	0,968	$6 \cdot 10^{-10}$	$3 \cdot 10^{-6}$
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Продолжение табл. 4.1

I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
	623	0,1	5,54	$7,7 \cdot 10^{-11}$	2,611	$1,2 \cdot 10^{-11}$	2,611	0,978	$2 \cdot 10^{-9} \dots 1,4 \cdot 10^{-6}$	-
	-	0,75	3,75	$1,6 \cdot 10^{-10}$	2,237	$6,4 \cdot 10^{-12}$	2,295	0,932	$2 \cdot 10^{-9} \dots 3,4 \cdot 10^{-7}$	-
	123	0,1								$2,2 \cdot 10^{-8}$
	183	0,1								$1,5 \cdot 10^{-7}$
	243	0,1								$9,9 \cdot 10^{-7}$
Сталь	293	0,1			3,05	$2,94 \cdot 10^{-6}$	3,05	0,939		$2,2 \cdot 10^{-6}$
15Х2МФА-А	293	0,75			3,21	$3,02 \cdot 10^{-9}$	3,21	0,959		$2,2 \cdot 10^{-6}$
	293	0,1			3,04	$4,18 \cdot 10^{-9}$	3,04	0,935		
	623	0,75			2,76	$1,48 \cdot 10^{-8}$	2,76	0,938		
Сталь	293	0,1	9,9	$1,6 \cdot 10^{-11}$	2,612	$1,2 \cdot 10^{-11}$	2,612	0,879	$10^{-8} \dots 2 \cdot 10^{-6}$	
15ХЗНМФАА	293	0,75	3,75	$7,5 \cdot 10^{-12}$	2,870	$1,4 \cdot 10^{-13}$	2,870	0,974	$10^{-9} \dots 2 \cdot 10^{-7}$	
	623	0,1	8,0	$1,0 \cdot 10^{-12}$	3,481	$6,9 \cdot 10^{-13}$	3,481	0,981	$3 \cdot 10^{-9} \dots 3 \cdot 10^{-6}$	
	623	0,75	5,0	$3,3 \cdot 10^{-11}$	2,523	$1 \cdot 10^{-12}$	2,523	0,935	$10^{-9} \dots 10^{-7}$	
Зона тер-	293	0,1	6,57	$3,1 \cdot 10^{-12}$	3,115	$2,2 \cdot 10^{-12}$	3,115	0,953	$2 \cdot 10^{-9} \dots 6 \cdot 10^{-6}$	
мического	293	0,75	3,75	$1,3 \cdot 10^{-11}$	2,811	$2,6 \cdot 10^{-13}$	2,811	0,952	$10^{-9} \dots 2 \cdot 10^{-7}$	
влияния	623	0,1	7,33	$7,6 \cdot 10^{-13}$	3,800	$5,1 \cdot 10^{-13}$	3,800	0,956	$2 \cdot 10^{-9} \dots 5 \cdot 10^{-6}$	
стали										
15ХЗНМФАА										
Наплавка	623	0,1	5,85	$1,9 \cdot 10^{-11}$	2,751	$1,84 \cdot 10^{-11}$	2,751	0,927	$1 \cdot 10^{-9} \dots 2 \cdot 10^{-6}$	
из стали	623	0,75	4,75	$1,9 \cdot 10^{-11}$	2,875	$3,0 \cdot 10^{-13}$	2,926	0,893	$2 \cdot 10^{-9} \dots 5 \cdot 10^{-7}$	
10Х16Н12САМ3										
Сварной	293	0,1	14,4	$1,5 \cdot 10^{-12}$	3,270	$1 \cdot 10^{-12}$	3,321	0,915	$5 \cdot 10^{-8} \dots 2 \cdot 10^{-6}$	
шов	293	0,75	-	$4,47 \cdot 10^{-12}$	3,264	$4,8 \cdot 10^{-14}$	3,364	0,938	$6 \cdot 10^{-8} \dots 3 \cdot 10^{-7}$	
СВ10Х16Н12Т(1)										

наружено влияния нейтронного облучения флюенсом $2,5 \dots 10^{19}$ нейтр/см² ($E > 1$ Мэв) при температуре 580 К на скорость РУТ в сталях А533-В, А543 при испытаниях на воздухе при температуре 560 К.

В исследовании / 442 / получено, что радиационное охрупчивание (облучение нейтронами до флюенса $1 \cdot 10^{19}$ нейтр/см² при 393 К) и охрупчивание, вследствие термической обработки (уменьшение температуры отпуска от 963 до 893 К), не оказывает влияния на скорость РУТ в стали 15Х2МФА по сравнению с базовыми зависимостями (сталь в исходном состоянии). Не обнаружено также влияния облучения в жидкометаллических реакторах быстрыми нейтронами (полный флюенс $3,1 \dots 4,6 \cdot 10^{21}$ нейтр/см² при температуре 644...700 К) на скорость РУТ ($\dot{\epsilon} > 10^{-8}$ м/цикл) в ферритных сталях 1,25Сг - 0,5Мо и 2,25Сг - 1Мо как при 297, так и при 700 К. На основе проведенного анализа можно заключить, что независимо от способа охрупчивания корпусных теплоустойчивых сталей для ВВЭР (облучение нейтронами до флюенса $1 \cdot 10^{21}$ нейтр/см² или термическая обработка), скорость РУТ совпадает со скоростью РУТ в исходном материале.

В стали 15Х2МФА при температуре ниже 243 К и в стали 15Х2МФА(Ш) при температуре ниже 393 К при больших значениях K_{IH} K_{max} имеет место нестабильное развитие трещины усталости, представляющее собой чередование стабильного развития и хрупких скачков трещины при увеличивающемся K_{IH} K_{max} вплоть до наступления окончательного слома (разделения образца на две части). Температура испытаний оказывает существенное влияние на минимальную длину скачка трещины (соответствует значению вязкости разрушения K_{fc}) в стали 15Х2МФА(Ш) при циклическом нагружении. В соответствии с моделью нестабильного развития трещины усталости, предложенной в / 136, 305 /, для циклически разупрочняющихся материалов длина скачка трещины

при $K_{fc}^i < K_{fc}^k$ равна величине зоны повреждения, которая определяется по формуле (I.36). Таким образом, минимальная длина скачка трещины характеризует наименьший размер зоны повреждения в вершине трещины усталости при котором происходит переход от стабильного к нестабильному РУТ.

На рис. 4.3 приведены результаты исследования влияния температуры испытаний на минимальную длину скачка трещины в стали 15Х2МФА(Ш). Повышение температуры испытаний от 293 до 393 К приводит к увеличению Δl_c^i в стали 15Х2МФА(Ш) примерно на 1,5 порядка.

На рис. 4.4 представлена зависимость длины скачка трещины в стали 15Х2МФА(Ш) от критического КИН K_{fc}^i при температуре 293, 363 и 393 К (K_{fc}^i — критический КИН соответствует произвольному скачку трещины. Из анализа этой зависимости следует, что независимо от температуры испытаний (293...393 К) все экспериментальные данные, вплоть до значения динамической вязкости разрушения K_{fc}^k (точки со стрелками) при 293 К, с учетом полосы разброса могут быть аппроксимированы прямой линией.

Известно, что для данных условий нагружения (температуры и асимметрии цикла нагружения) существует критическая скорость развития усталостной трещины / I36, I39 /. Это наибольшая скорость стабильного РУТ, которую можно достичь при монотонном увеличении максимального КИН K_{max} , вследствие увеличения длины трещины. Поскольку критическая скорость U_k характеризует переход от стабильного к нестабильному РУТ, то измерив подрастание дефекта за определенный промежуток времени (число циклов нагружения) в условиях эксплуатации и сопоставив эту величину с U_k для данного материала, можно без вычисления КИН, оценить запас прочности конструкции с данным дефектом по критерию хрупкой прочности.

Были проведены исследования влияния температуры испытаний

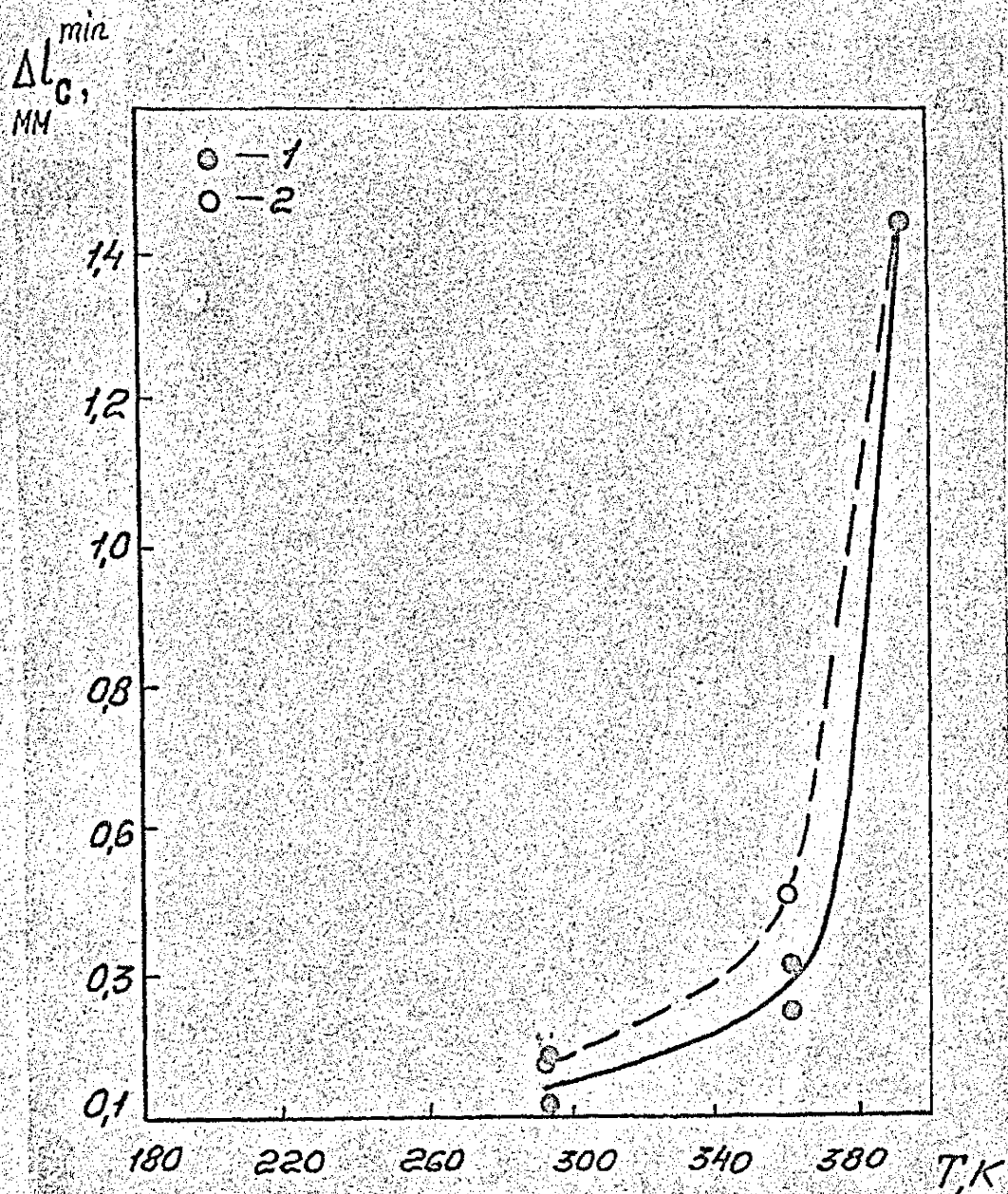


Рис. 4.3. Зависимость минимальной длины хрупкого скачка трещины от температуры испытаний для стали 15X2MFA(III).

1 — скачок внутри образца; 2 — скачок трещины по всему фронту.

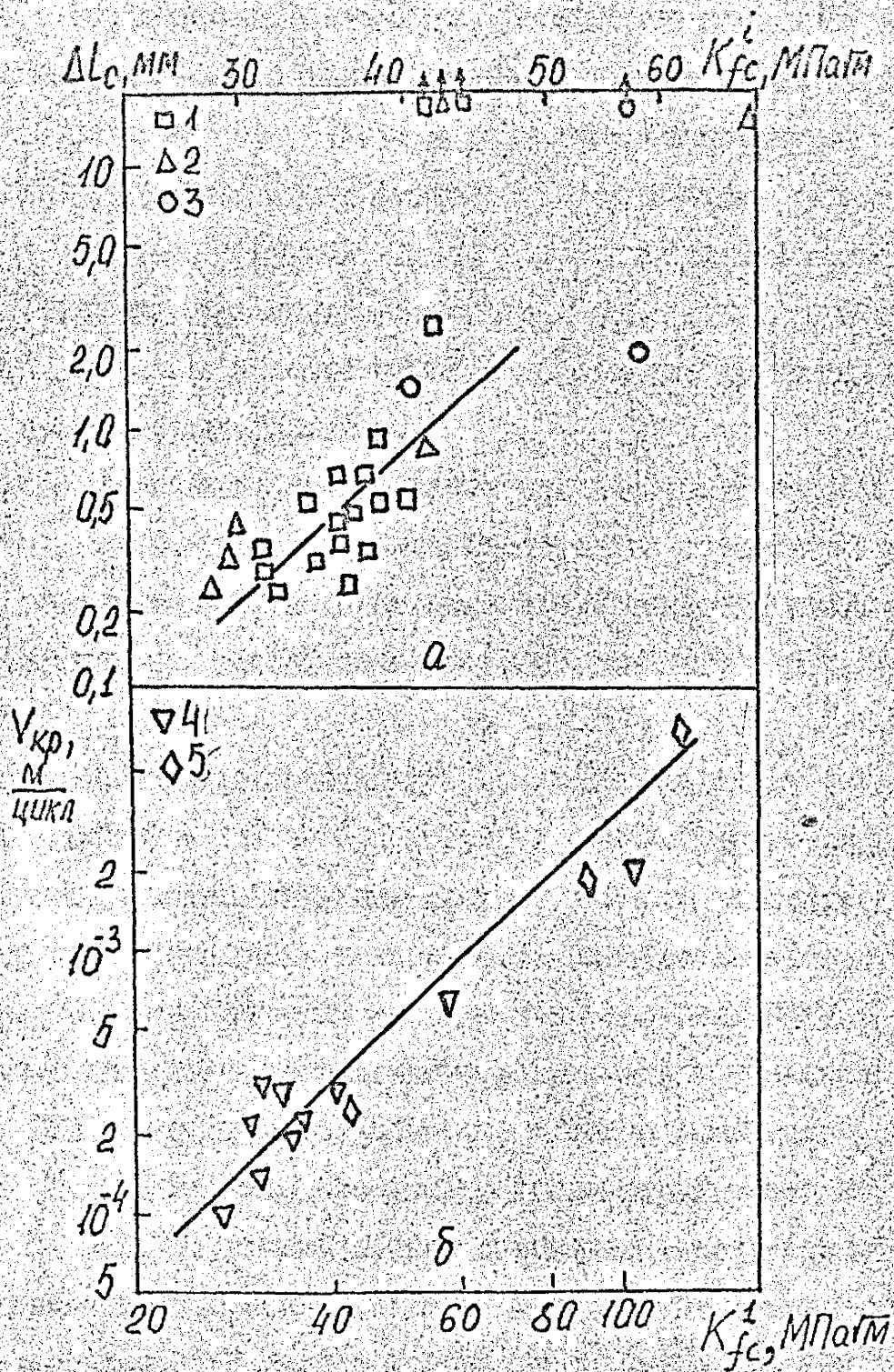


Рис. 4.4. Зависимость длины скачка трещины от K_{fc}^1 — а и критической скорости РУТ от K_{fc}^1 — б для стали 15Х2МФА(III) (1–4) при температурах 293 К(1), 363 К(2) и 393 К(3) и стали 15Х2МФА(I) (5). Точки 4, 5, соответствуют температуре 183...293 К.

(77...623 К) на критическую скорость РУТ в стали 15Х2МФА в исходном и охрупченном состояниях, результаты которых представлены на рис. 4.4, а также в табл. 4.1. Зависимость критической скорости РУТ от K_{fc}^I при различных температурах (77...623 К) в двойных логарифмических координатах, удовлетворительно описывается прямой линией с незначительной полосой разброса. Причем, указанная зависимость сохраняется и в области больших КИН, где условие плоской деформации не выполняется и долом имеет вязкий характер.

С целью уменьшения коэффициента радиационного охрупчивания A_F , стремятся к снижению процентного содержания различного рода примесей, которые повышают склонность стали к охрупчиванию при радиационном воздействии / 337, 338, 434, 435 /.

На рис. 4.5 представлены КДУР стали 15Х2МФАА при температуре 293 и 623 К и $R = 0,1$ и $0,75$ / 445 /. Параметры уравнения Париса, аппроксимирующего средний участок кинетической диаграммы стали приведены в табл. 4.1. Повышение температуры от 293 до 623 К практически не влияет на скорость РУТ на среднем участке диаграммы усталостного разрушения и увеличивает скорость РУТ в припороговой области, а также уменьшает пороговый КИН K_{th} . Причем, при высокой асимметрии цикла нагружения ($R = 0,75$) увеличивается чувствительность циклической трещиностойкости стали 15Х2МФАА к повышению температуры.

Из сравнения КДУР сталей 15Х2МФА и 15Х2МФАА при 293 и 623 К (рис. 4.6) следует, что скорость РУТ в обеих сталях на среднем участке практически совпадает, как при $R = 0,1$, так и при $R = 0,75$. Припороговая скорость роста усталостной трещины в стали 15Х2МФАА, ниже, а пороговый КИН K_{th} больше, чем в стали 15Х2МФА.

Понижение температуры испытаний от 293 до 123 К существен-

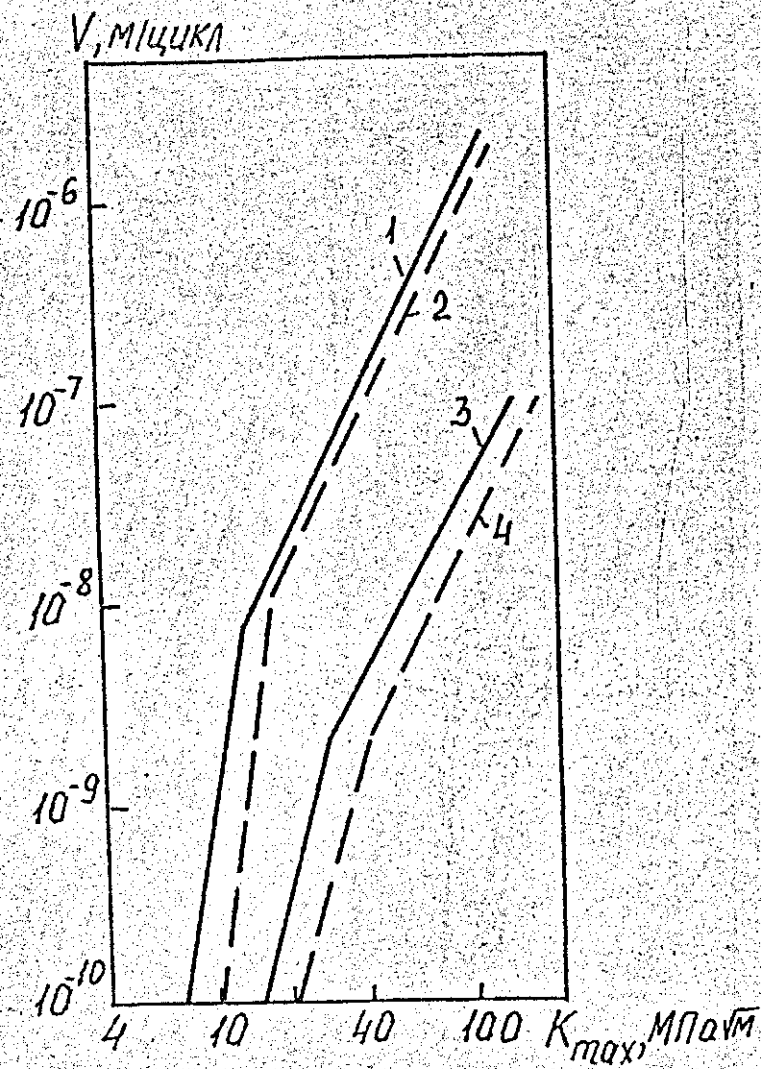


Рис. 4.5. ДУР стали 15Х2МФАА.

$R = 0,1$ (1,2) и $0,75$ (3,4);
 293 К (2,4), 623 К (1,3).

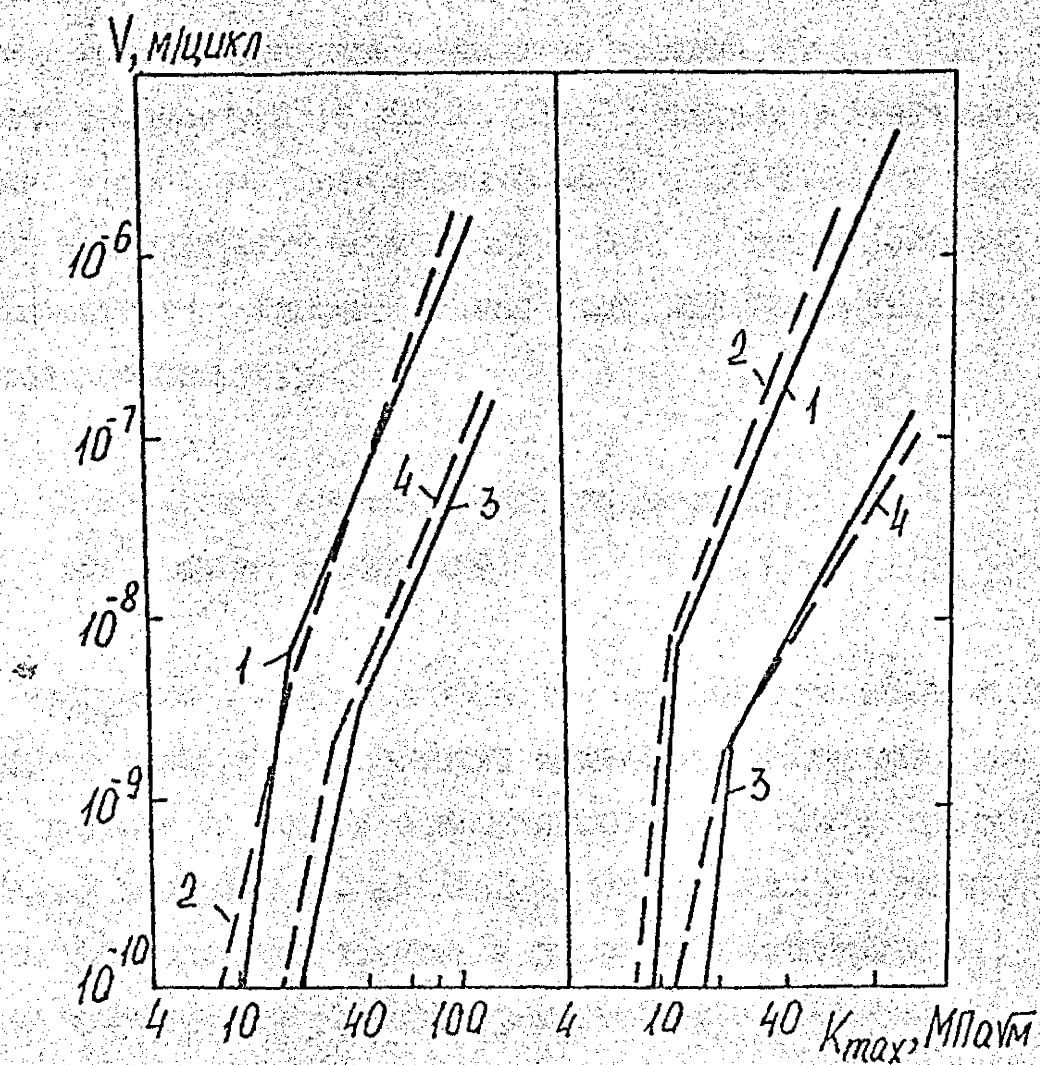


Рис. 4.6. КДУР теплоустойчивых сталей

1,3 - 15Х2МФАА; 2,4 - 15Х2МФА,

$R = 0,1$ (1,2), $0,75$ (3,4) 293 К - а, 623 К - б.

но (примерно на 2 порядка) снижает критическую скорость R_{UT} в стали 15Х2МФАА, при которой происходит переход от стабильного к нестабильному росту трещины. При снижении температуры до 123 К число скачков трещины в обеих сталях увеличивается, а размер первого минимального скачка уменьшается, т.е. уменьшается размер зоны повреждения в вершине трещины (рис. 4.7).

Понижение температуры от 293 до 123 К приводит к уменьшению значения $\Delta l'_c$ для стали 15Х2МФА и 15Х2МФАА на порядок. При этом температурная зависимость $\Delta l'_c$ стали 15Х2МФАА сдвинута относительно зависимости для стали 15Х2МФА в сторону более высоких температур.

4.2. Циклическая трещиностойкость различных зон сварных соединений

По сравнению с основным металлом сварные швы имеют более дефектную структуру — непровары, трещины, подкалочные зоны и т.п., которые не всегда обнаруживаются при помощи существующих методов контроля и в дальнейшем могут служить источником развития магистральной трещины и разрушения конструкции.

Ниже приведены результаты сравнительного исследования различных зон сварного соединения (сварной шов, зона термического влияния, основной металл) с учетом условий эксплуатации (температура, асимметрия цикла нагружения).

Исследовали влияние температуры испытаний (293 и 623 К) на циклическую трещиностойкость конструкционных теплоустойчивых сталей 15Х2НМФАА, сварного шва, выполненного проволокой из стали 10ХМЭТ, металла наплавки 10Х16Н25АМ6 и зоны термического влияния стали 15Х2НМФАА при коэффициенте асимметрии цикла нагружения $R = 0,1$ и $0,75 / 446 /$.

Химический состав, режимы термообработки и механические

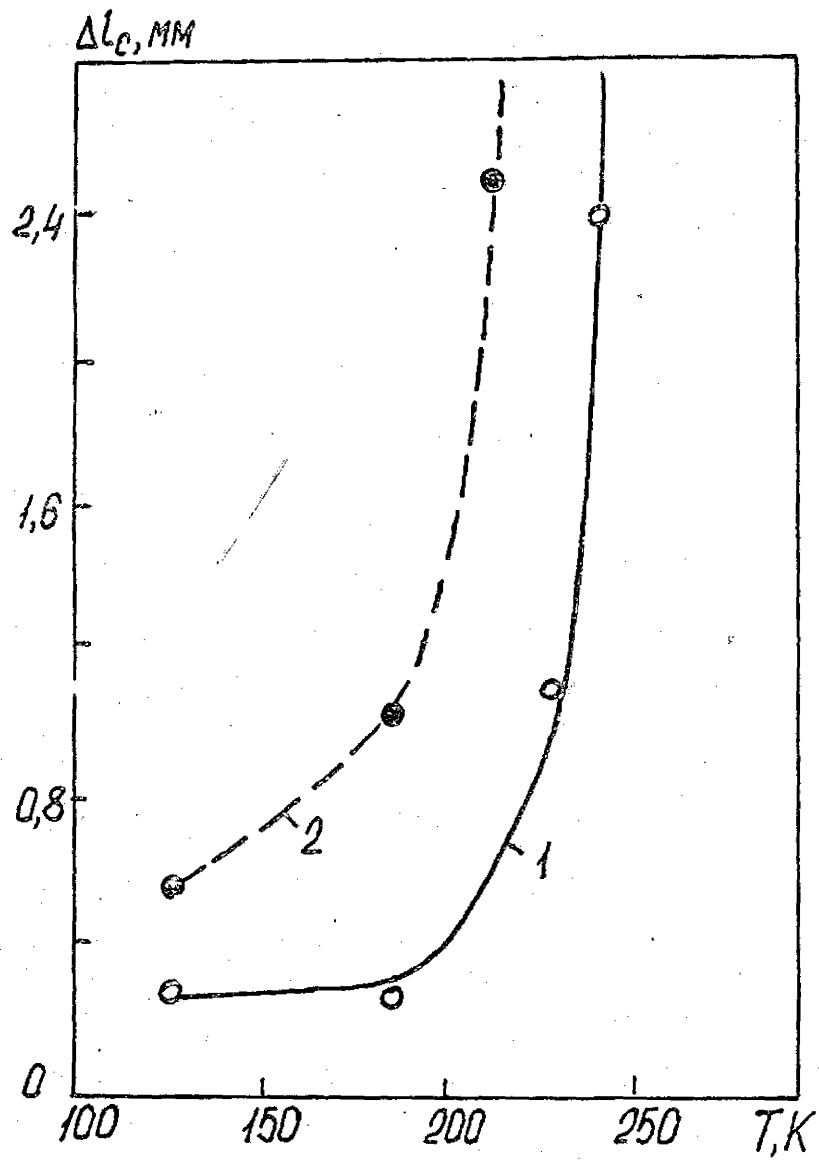


Рис. 4.7 Зависимость минимальной длины скачка трещины в стали 15Х2МФАА (1) - (1) 15Х2МФАА (2)

характеристики указанных участков сварных соединений при кратковременном растяжении представлены в табл. 3.1.

Скорость РУТ при 293 и 623 К исследовали в условиях внецентренного растяжения компактных образцов толщиной 25 мм (п. 2.2, 2.5). Образцы для исследования трещиностойкости стали 15ХЗНМФАА вырезали из плиты толщиной 140 мм. При этом плоскость развития трещины была перпендикулярна направлению прокатки. Образцы из сварного шва, выполненного проволокой Св-10ХМФТ под слоем флюса АН-42, вырезали из плиты толщиной 140 мм сваренной встык, с разделкой кромок, как показано на рис. 4.8. Там же представлены образцы для исследования трещиностойкости сварного шва 10ХМФТ, металла наплавки 10Х16Н25АМ6 и зоны термического влияния стали 15ХЗНМФАА. Наплавку на торцы плиты из стали 15ХЗНМФАА проводили в два слоя: 1-й слой (один проход) выполняется электродами ЭА-395/9 из стали 10Х16Н25АМ6 толщиной 4...5 мм, 2-й слой (два прохода) - электродами ЭА400/10У из стали 04Х19Н1ПМЗ толщиной 5...7 мм.

При исследовании зоны термического влияния стали 15ХЗНМФАА плоскость трещины размещена на расстоянии 1...1,5 мм от границы сплавления вглубь основного металла, при исследовании металла наплавки 10Х16Н25АМ6 на расстоянии 2 мм от границы сплавления в противоположную сторону от основного металла (рис. 4.8).

На рис. 4.9 приведены сравнительные диаграммы усталостного разрушения стали 15ХЗМФА(1) и сварного шва 10ХМФТ(1). Анализ этих зависимостей свидетельствует, что если в припороговой области диаграммы скорость РУТ в стали 15ХЗМФА(1) при 293 К и

$R = 0,1$ выше, чем в сварном шве 10ХМФТ(1), то при $K_{max} > 20 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ скорость РУТ в них практически одинакова. При

$R = 0,75$ сталь 15ХЗМФА(1) имеет более высокое сопротивление РУТ по сравнению со сварным швом.

Из рис. 4.10, где представлены диаграммы усталостного раз-

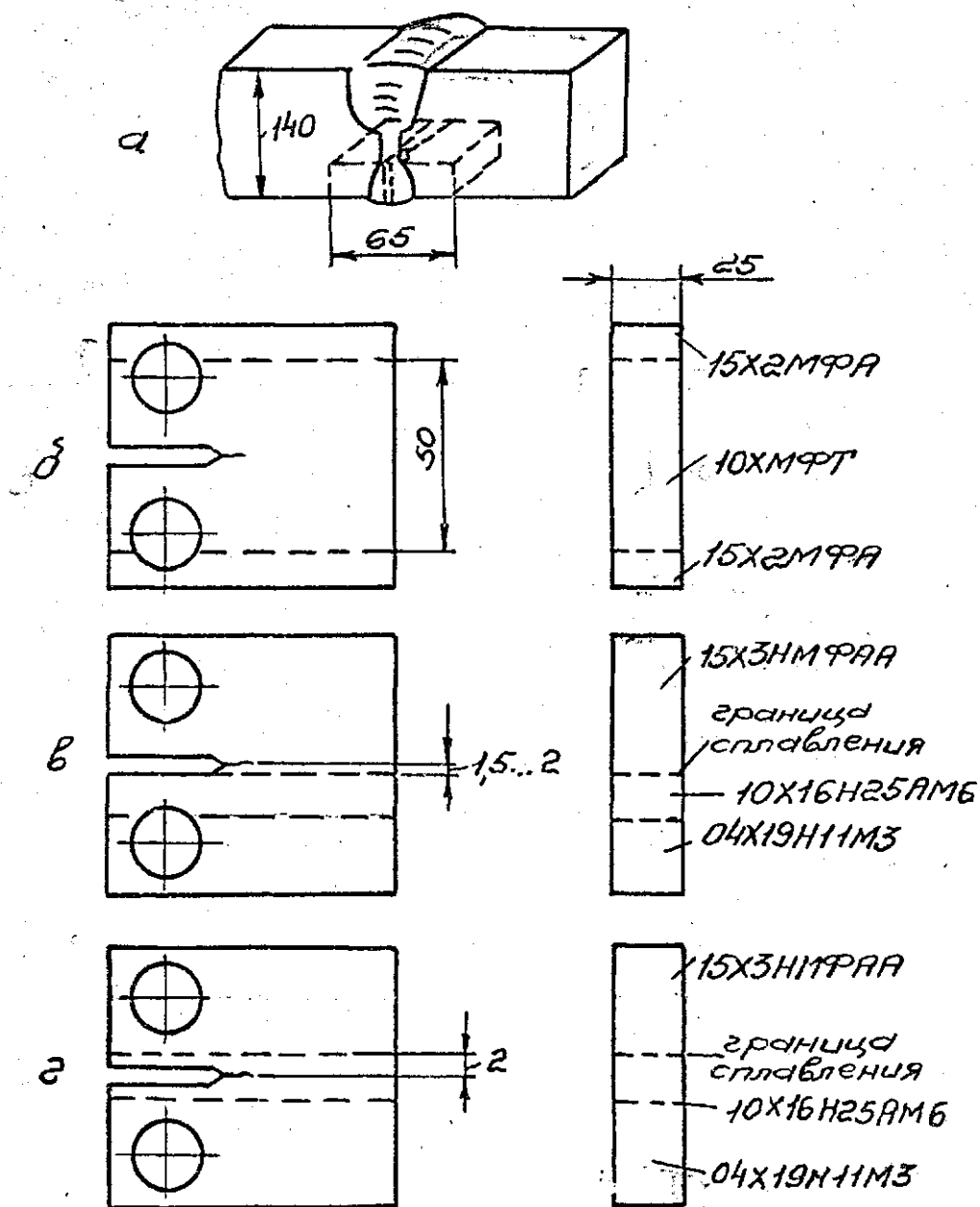


Рис. 4.8. Схема вырезки образцов для исследования трещиностойкости,
 а - 10X16H25AM6 (I); б - металл сварного шва;
 в - металл зоны термического влияния;
 г - металл наплавки.

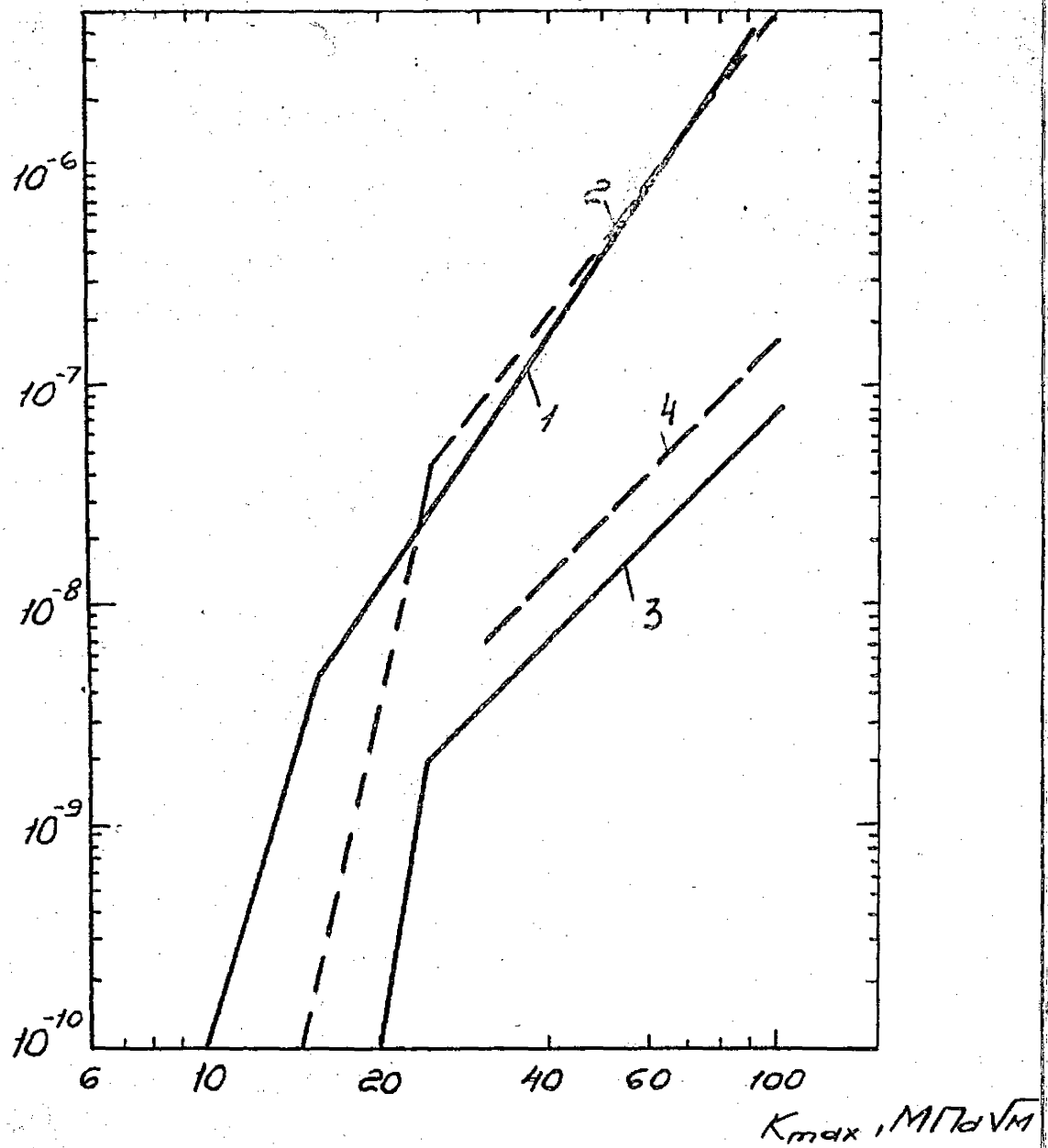
$V, \text{м/цикл}$


Рис. 4.9. ДУР стали I5X2MFA(I) (сплошные линии) и сварного шва IOXMFT (штриховые линии) при 293 К, $R = 0,1$ (1,2); $0,75$ (3,4).

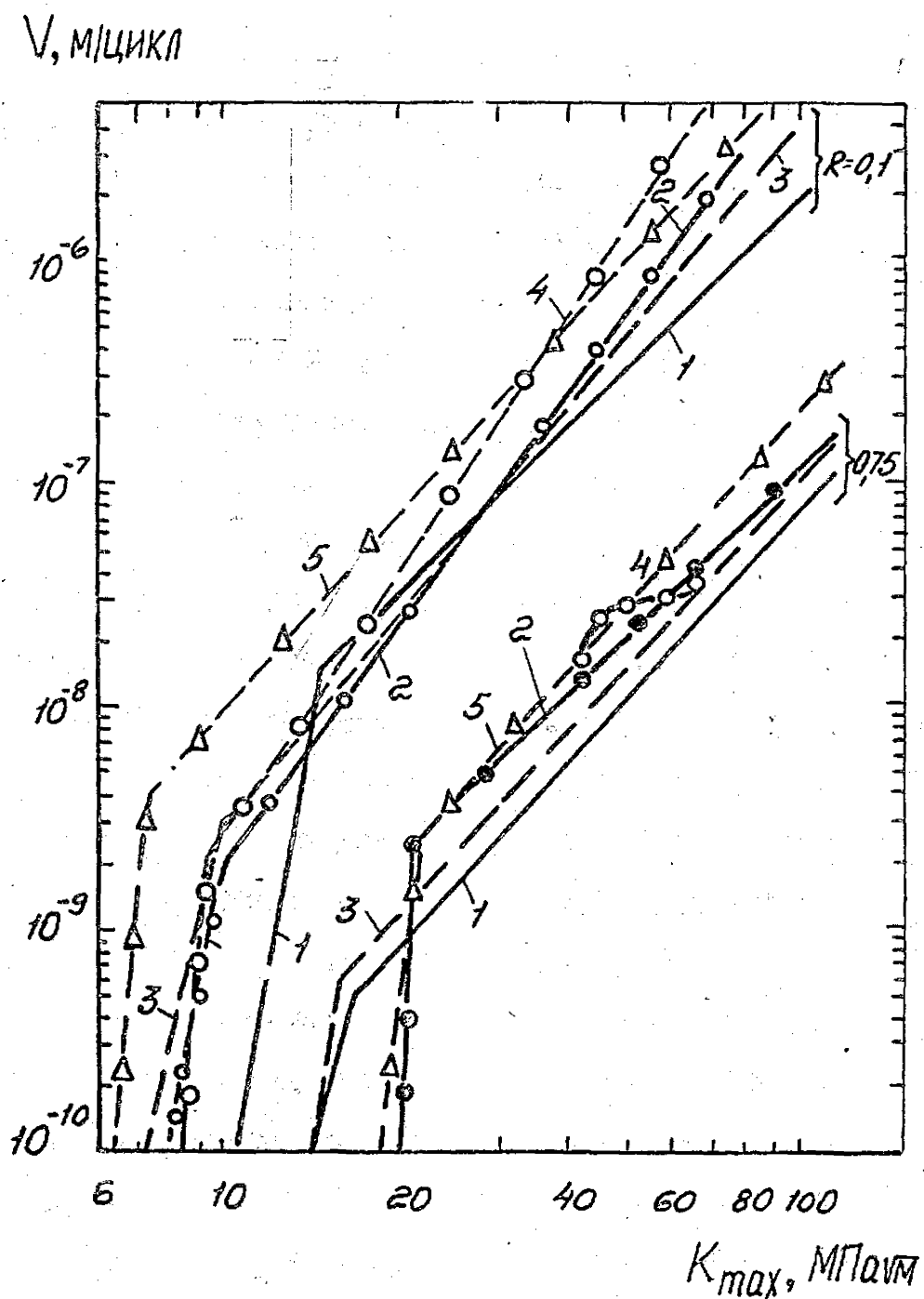


Рис. 4.10. ДУР стали 15ХЗНМФАА (1,2), зоны термического влияния (3,4), металланаплавки IOXI6H25LM6 (5); 1,3 - 293 К; 2,4,5 - 623 К

рушения основного металла, металла наплавки IOXI6H25AM6 и зоны термического влияния стали I5X3HMFAA с учетом эксплуатационных факторов (температуры и асимметрии цикла нагружения), следует, что если при 293 К ($R = 0,1$), скорость РУТ в зоне термического влияния в припороговой области диаграммы в 1,5 раза выше по сравнению с таковой в основном металле, то при 623 К скорость РУТ в обоих случаях приблизительно одинакова. На среднеамплитудном участке КДУР при 623 К ($K_{max} > 15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) и 293 К ($K_{max} > 40 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) скорость РУТ в зоне термического влияния в два-три раза выше, чем в стали I5X2HMFAA. При коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,75$ скорость развития трещины усталости в условиях температур 293 и 623 К в зоне термического влияния и основном металле совпадает.

Экспериментальные данные о скорости РУТ были обработаны по методу наименьших квадратов по формуле Париса. Значения постоянных C и m , а также коэффициента корреляции приведены в табл. 4.1, из данных которой следует, что повышение температуры испытаний от 293 до 623 К приводит к увеличению m и снижению C для стали I5X3HMFAA при $R = 0,75$. Однако для основного металла и зоны термического влияния стали I5X3HMFAA наблюдается обратная зависимость величин C и m от температуры. Совместный анализ данных, приведенных в табл. 4.1 и рис. 4.10 показывает, что если при

$R = 0,75$ (293 К) и $R = 0,1$ (623 К) пороговые значения K_{th} основного металла и зоны термического влияния совпадают, то при $R = 0,1$ (293 К) для стали I5X3HMFAA они более высокие, чем для зоны термического влияния. Вместе с тем металл наплавки IOXI6H25AM6 при $R = 0,1$ (623 К) имеет наиболее низкое сопротивление РУТ по сравнению с основным металлом на всех участках КДУР и по сравнению с зоной термического влияния при $K_{max} < 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. При температуре 623 К и $R = 0,75$ ско-

рость развития трещины в основном металле, зоне термического влияния и металле наплавки совпадает.

С повышением температуры испытаний от 293 до 623 К примерно на порядок увеличивается скорость РУТ в припороговой области кинетической диаграммы усталостного разрушения. В зоне термического влияния скорость РУТ возрастает при повышении температуры от 293 до 623 К на среднеамплитудном участке диаграммы при $R = 0,1$ и $0,75$ и уменьшается в припороговой области при $R = 0,1$. Вместе с тем повышение температуры от 293 до 623 К приводит к увеличению порогового КИН при $R = 0,1$ и снижению при $R = 0,75$.

На рис. 4.II приведены сравнительные кинетические диаграммы сталей 15Х2МФА(1) и 15ХЗНМФАА при температурах 293, 623 К и $R = 0,1, 0,75$. Повышение температуры от 293 до 623 К при $R = 0,1$ приводит к увеличению скорости РУТ в диапазоне $K_{max} = 15...40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ и практически не влияет на скорость развития трещины в припороговой области диаграммы. При $R = 0,75$ указанное повышение температуры вызывает увеличение скорости РУТ при $K_{max} < 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ и снижении значения K_{th} . Из анализа представленных результатов также следует, что при 293, 623 К и $R = 0,1$ на среднеамплитудном участке ДУР скорость РУТ в стали 15Х2МФА(1) ниже при $K_{max} < 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ и выше при $K_{max} > 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ чем в стали 15ХЗНМФАА. В случае $R = 0,75$ скорость РУТ в обеих сталях при 293 и 623 К на среднеамплитудном участке кинетической диаграммы совпадает. Вместе с тем, при $R = 0,75$ и 293 К в припороговой области ДУР скорость РУТ в стали 15ХЗНМФАА в два раза выше, а при 623 К на порядок ниже, чем в стали 15Х2МФА. Температура и асимметрия цикла нагружения неоднозначно влияют на соотношение пороговых значений КИН сталей 15Х2МФА(1) и 15ХЗНМФАА. Если при 293 К при $R = 0,1$, $R = 0,75$ величины K_{th} указанных сталей отличаются незначительно, то при 623 К

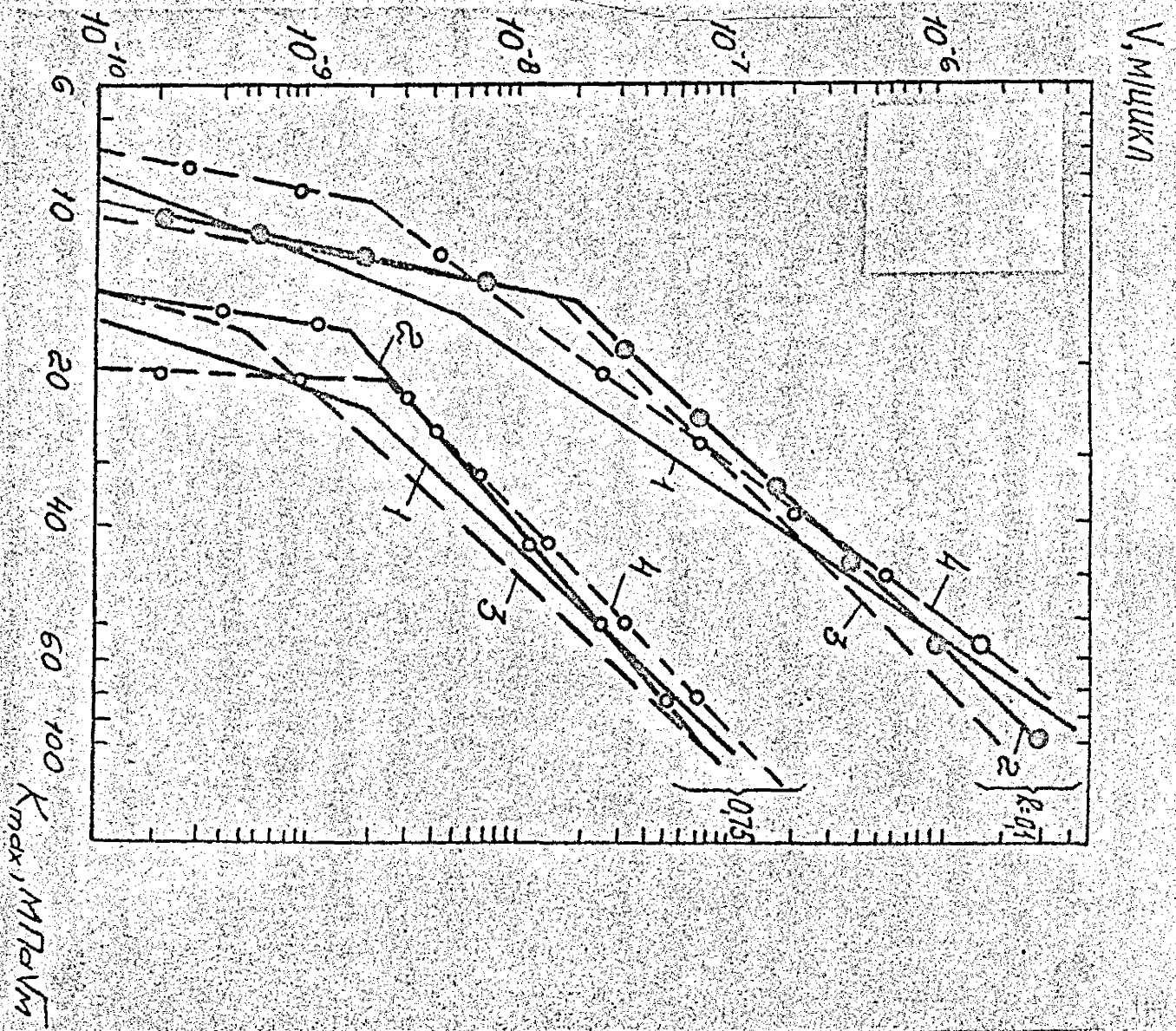


Рис. 4.11. ЛФР 15Х2МФА(1) (1,2), 15Х3МФАА (3,4);
1,3 - 293 К, 2,4 - 623 К.

и $R = 0,1$ этот показатель для стали 15Х2МФА больше, а при $R = 0,75$ меньше, чем стали 15ХЗНМФА.

Исследовали скорость РУТ в отдельных участках сварного соединения (основного металла, металла сварного шва и зонн термического влияния) конструкционного титанового сплава BT6C. Характеристики механических свойств исследуемых участков сварного соединения представлены в табл. 3.1, схема вырезки образцов на рис. 4.12.

Испытания на циклическую трещиностойкость проводили на сервогидравлической машины "Гидропульс 400 кН" при внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 25 мм при коэффициенте асимметрии цикла нагружения $R = 0,1$ и частоте нагружения 0,5 и 25 Гц.

Для основного металла (рис. 4.13,а) увеличение частоты нагружения от 0,5 до 25 Гц приводит к некоторому уменьшению (примерно в 2 раза) скорости РУТ. В то же время для металла сварного шва (рис. 4.13,б) с повышением частоты нагружения, в указанном диапазоне, скорость РУТ снижается примерно в 10 раз при $K_{max} = 20...30 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$. При больших значениях K_{max} эта разница уменьшается.

Сравнение экспериментальных данных о скорости РУТ в основном металле и металле сварного шва при частоте нагружения 25 Гц приведено на рис. 4.14,а. Кинетическая диаграмма устойчивого разрушения металла сварного шва в высокоамплитудной области ($K_{max} > 50 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$) имеет участок ускоренного роста, тогда как диаграмма в основном металле остается практически прямолинейной вплоть до критического значения K_{fc} . Основной металл обладает существенно более низким сопротивлением росту усталостной трещины по сравнению с металлом сварного шва практически во всем диапазоне изменения K_{max} . Только при $K_{max} > 60 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ скорость РУТ в основном металле

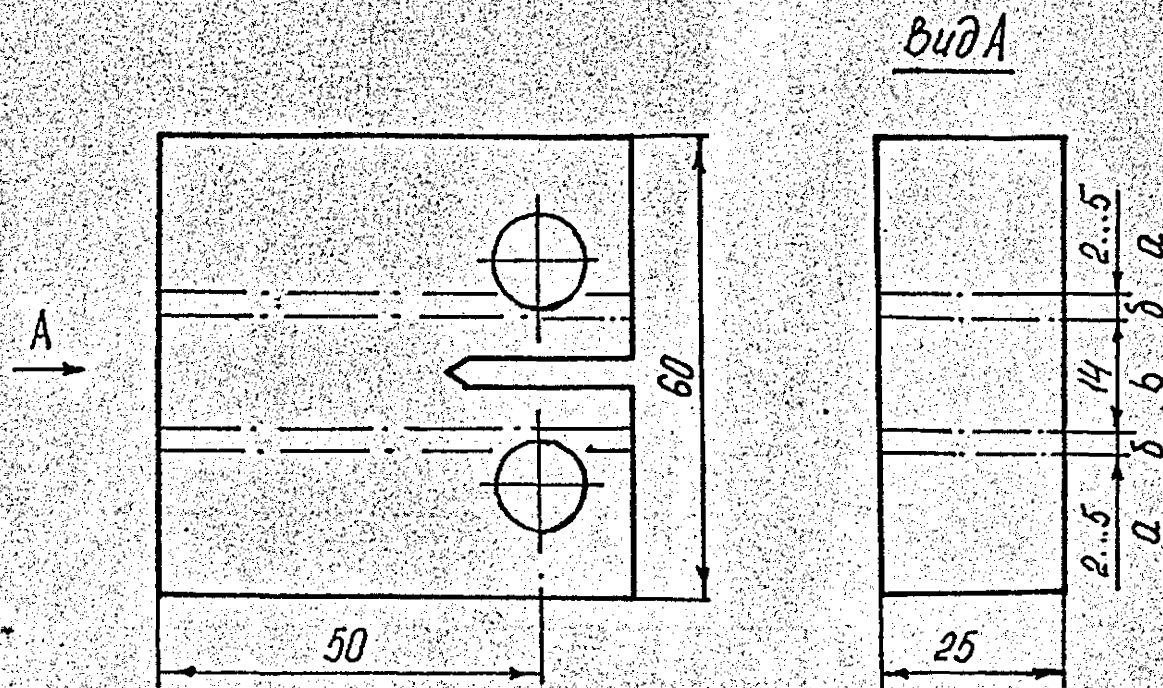


Рис. 4.12. Образец для испытания на трещиностойкость металла сварного шва сплава ВТ6С. а – основной металл; б – зона термического влияния; в – сварной шов.

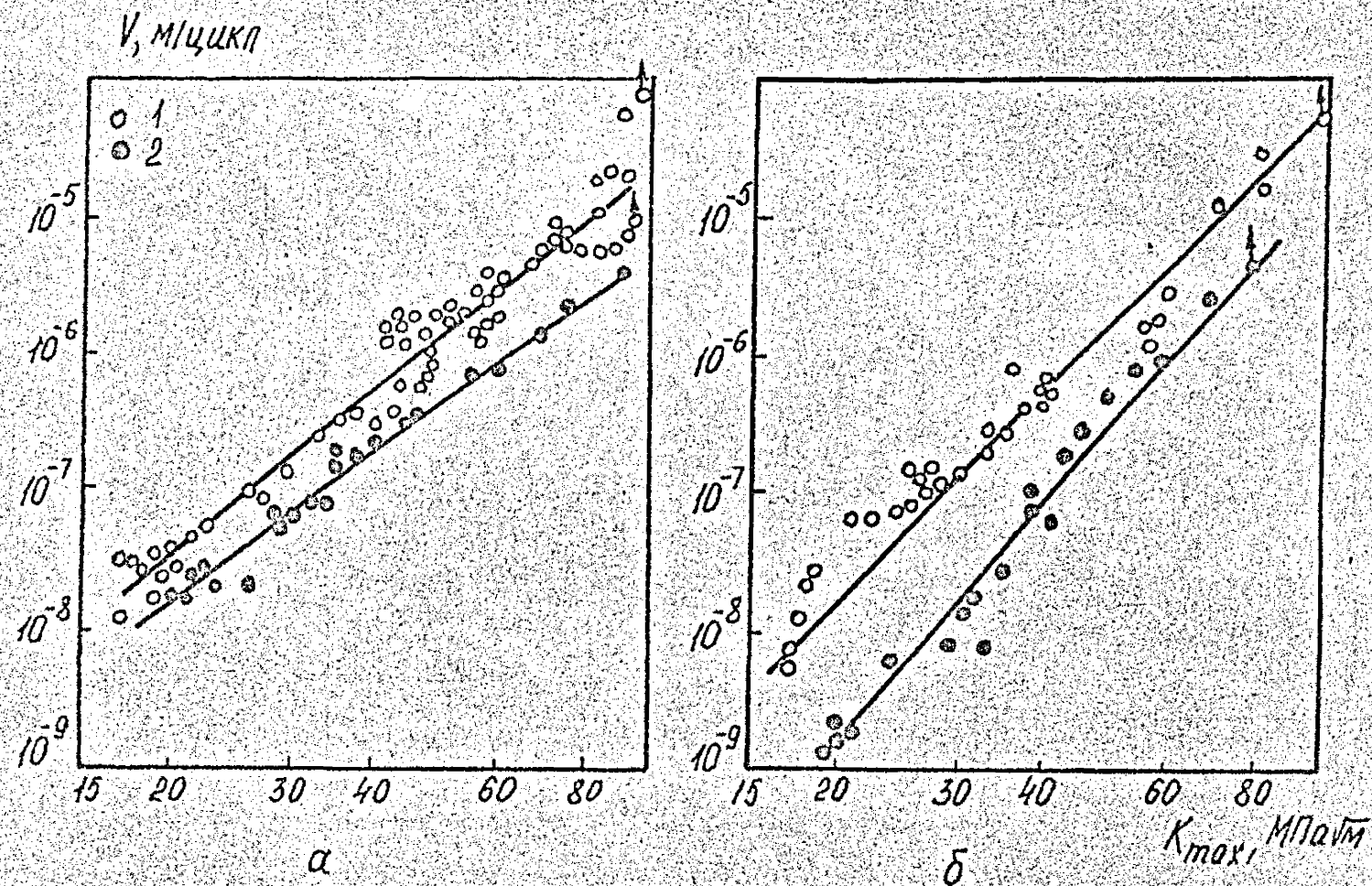


Рис. 4.13. ДУР различных участков сварного соединения из сплава ВТ66 при 293 K и $R = 0.1$.
 а - основной металл; б - металл сварного шва; 1 - $f = 0.5\text{ Гц}$, 2 - 25 Гц .

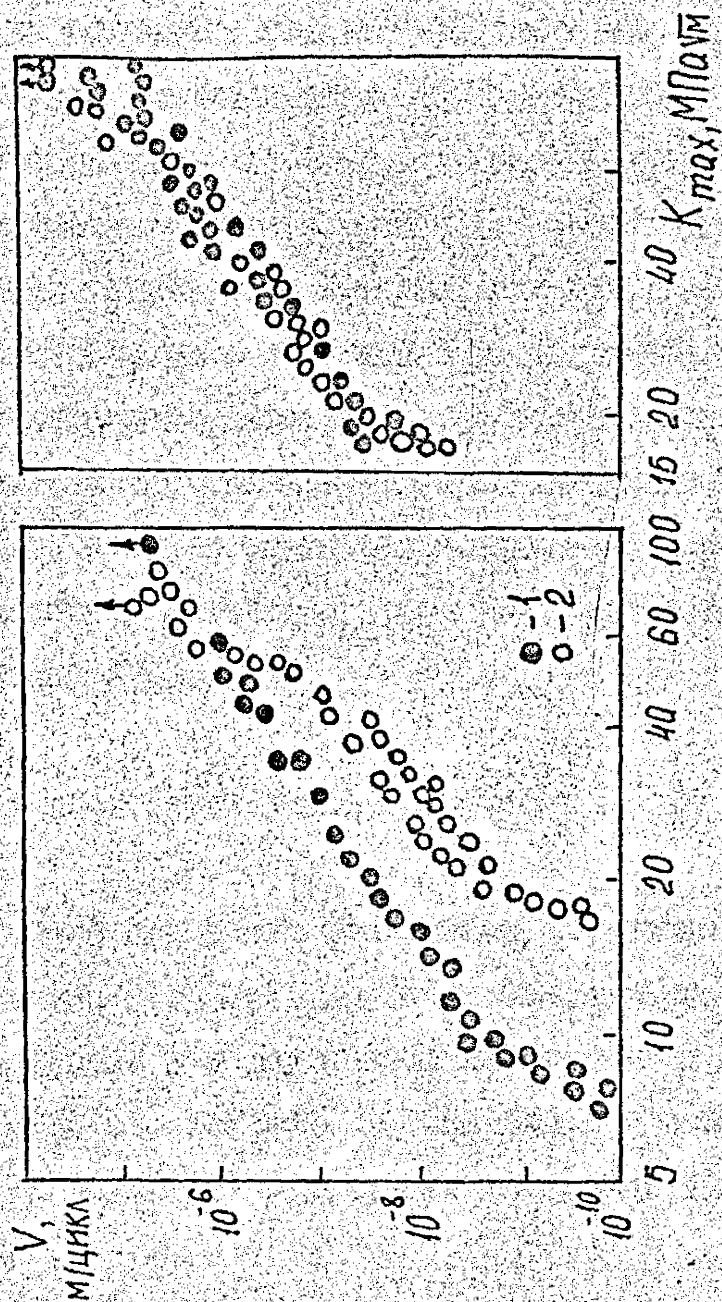


Рис. 4.14. КДОР различных участков сварного соединения сплава ВТ6С при 293 К и $R = 0,1$
 а - $f = 25$ Гц, б - $f = 0,5$ Гц;

1 - основной металл, 2 - металл сварного шва.

и металле сварного шва совпадает.

При частоте нагружения 0,5 Гц рис. 4.14,б, в отличие от 25 Гц, скорость РУТ в исследованном диапазоне $K_{max} = 17 \dots 100$ МПа $\sqrt{м}$ в основном металле и металле сварного шва одинаковы.

При исследовании закономерностей РУТ в металле зоны термического влияния трещина после выхода из инициирующего надреза отклонялась в область основного металла. С целью удержания плоскости развития усталостной трещины изготавливали компактные образцы с боковыми надрезами глубиной 1 мм и радиусом у основания 0,1 мм. При испытании указанных образцов трещина удерживалась в зоне термического влияния примерно на длине 1...2 мм от основания надреза, а затем также отклонялась от плоскости своего развития в основном металле на угол 30° , что недопустимо для таких испытаний / 20 /.

4.3. Влияние асимметрии цикла нагружения

В данном разделе приведены результаты исследования асимметрии цикла нагружения $R = 0,1 \dots 0,95$ на закономерности развития усталостных трещин в корпусных теплоустойчивых сталях 15Х2МФА(1), 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III), 15Х2НМФА и сварных швах 09-10ХНМТ(1) и 09-10ХНМТ(II) в условиях комнатной температуры / 141, 445, 446 /.

Исследование проводили при внецентричном растяжении компактных образцов толщиной 25 мм (п. 2.2, 2.3).

На рис. 4.15-4.16 представлены ДУР теплоустойчивых сталей и их сварных соединений при различных коэффициентах асимметрии цикла нагружения в условиях комнатной температуры / 141, 446 /. Точки со стрелками соответствуют началу неустойчивого (скачкообразного) развития трещины усталости. В случае представления скорости РУТ в зависимости от K_{max} увеличение R от 0,1 до

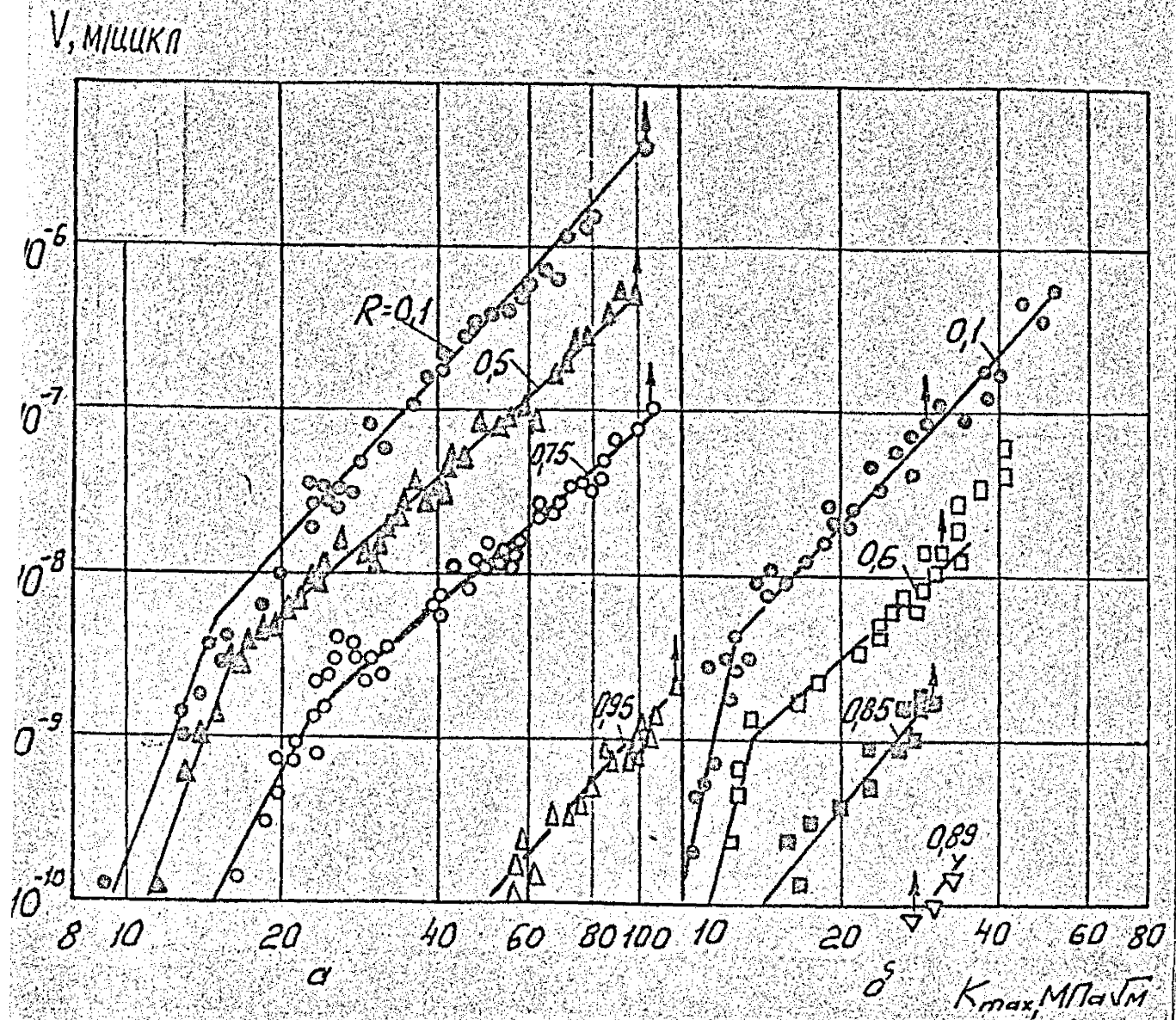


Рис. 4.15. ДУР стали 15Х2МФА(I) – а и 15Х2МФА(III) – б
при 293 К, $t = 25$ мм.

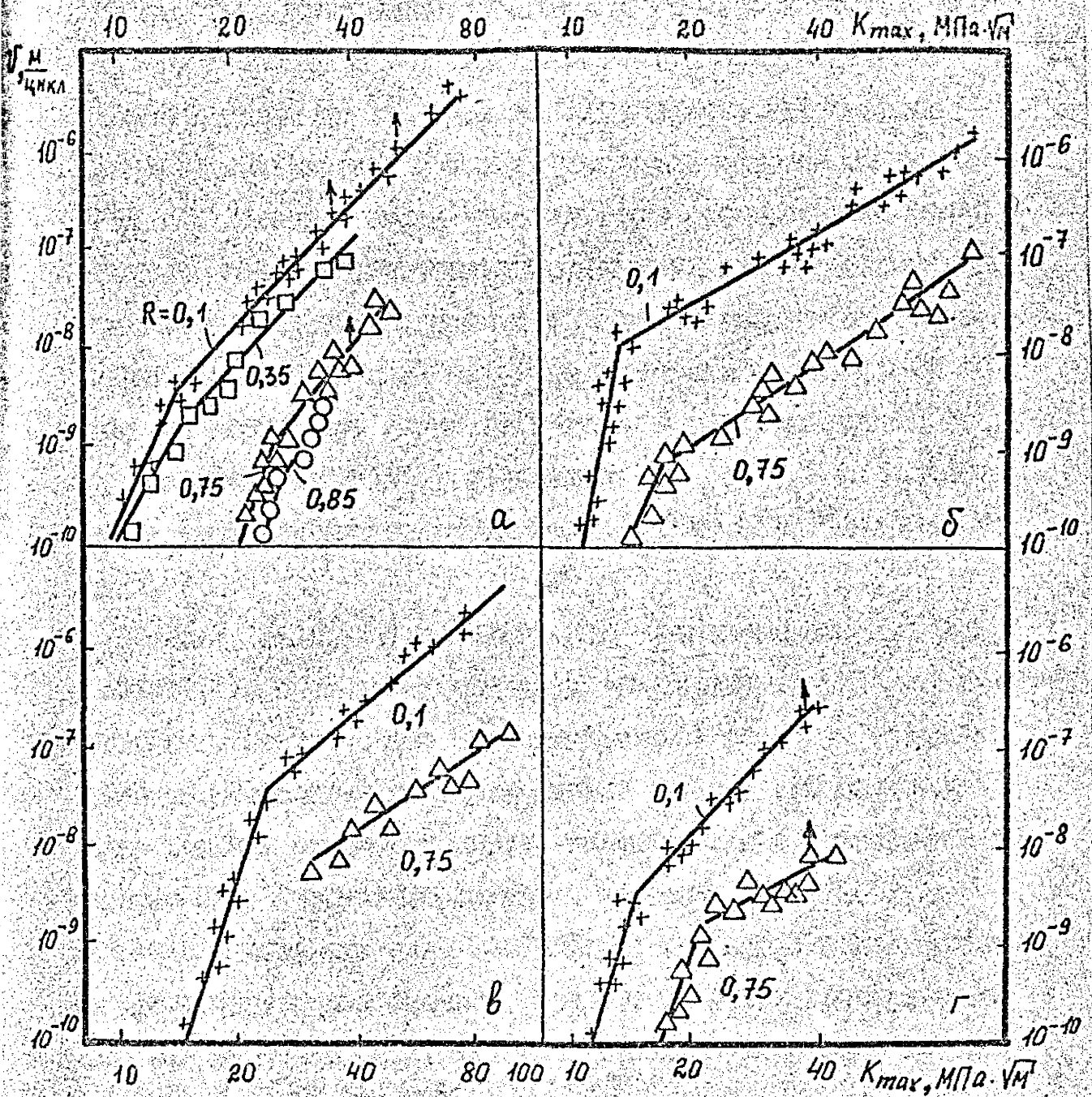


Рис. 4.16. ДУР стали 15Х2МФА (II) – а, 15ХЗНМФАА – б, сварного шва Св 10ХМФТ (I) – в и Св 10ХМФТ (II) – г

0,95/0,89) существенно снижает скорость РУТ в сталях и сварных швах. Так, увеличение R от 0,1 до 0,75 в 15...20 раз уменьшает скорость РУТ в стали 15Х2МФА(1). При увеличении асимметрии цикла от $R = 0,1$ до 0,6 скорость РУТ в стали 15Х2МФА(III) уменьшается в 8...15 раз в зависимости от уровня K_{max} . В качестве общей тенденции для исследования сталей и сварных швов следует отметить, что с увеличением коэффициента асимметрии цикла нагружения происходит уменьшение скорости трещины, соответствующей перелому диаграммы (переходу от области при порогового развития трещины к участку Паркса. Например, для стали 15Х2МФА(1) увеличение R от 0,1 до 0,95 приводит к снижению указанной скорости РУТ от $5 \cdot 10^{-9}$ до $2 \cdot 10^{-10}$ м/цикл.

В стали 15Х2МФА(II) и 15Х2МФА(III), а также в сварном шве 10ХМЕТ(II), в условиях комнатной температуры при $K_{max} \geq 23 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ наблюдается нестабильное (скачкообразное) развитие трещины усталости. Окончательному разрушению образца предшествует несколько крутих скачков трещины, чередующихся с участками стабильного РУТ. Разрушение образцов из стали 15Х2МФА(1), 15Х2МФА(II) и сварного шва 10ХМЕТ(1) при циклическом нагружении происходит одним скачком. При этом в одних случаях имеет место квазихрупкое разрушение, в других - разрушение вследствие пластического раскрытия образца.

Для стали 15Х2МФА(III) при $R = 0,89$ скачки трещины наблюдались уже при скорости $3 \cdot 10^{-11}$ м/цикл и диаграмма стабильного роста трещины в этих условиях представляет собой одну точку. Таким образом, в стали 15Х2МФА(III) при больших коэффициентах асимметрии цикла скачкообразное развитие трещины наблюдается в околнороговой области. Увеличение асимметрии цикла нагружения от 0,1 до 0,87...0,95 (рис. 4.17) вызывает рост K_{th} и уменьшение размаха ΔK_{th} в стали 15Х2МФА во всех трех

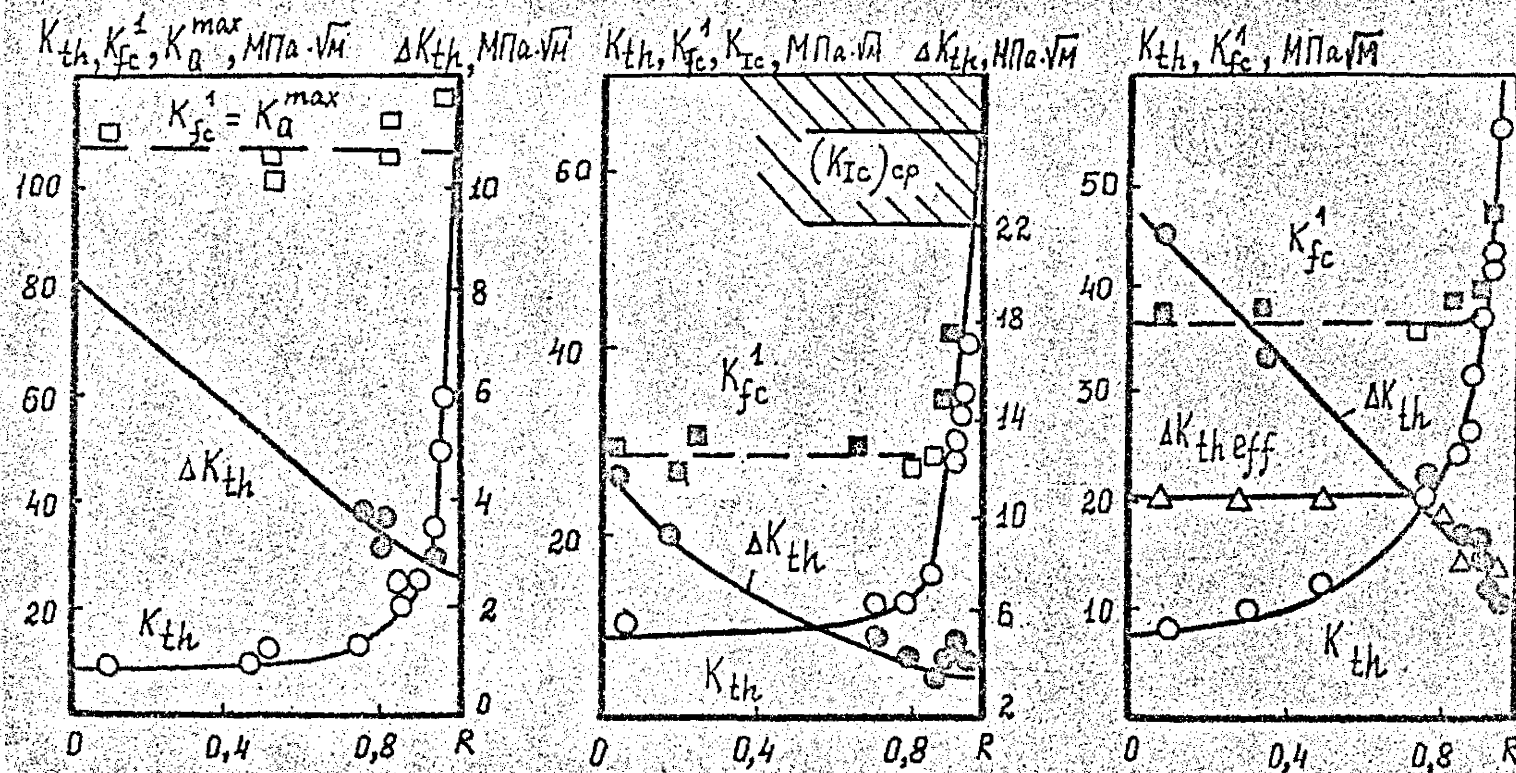


Рис. 4.17. Зависимость ΔK_{th} , K_{th} , $\Delta K_{th,eff}$ и K_{fc}^1 стали I5X2MΦA (I) – а; I5X2MΦA (III) – б и I5X2MΦA (II) – в от асимметрии цикла нагружения.

состояниях. Дальнейшее увеличение R приводит к более интенсивному росту K_{th} и не влияет на значение ΔK_{th} сталей 15Х2МФА(Ш) и 15Х2МФА(І). Это согласуется с данными работ / 447 /, где отмечалось постоянство размаха порогового КНИ при высоких значениях R . Вместе с тем, для стали 15Х2МФА(ІІ) с увеличением асимметрии цикла нагружения ΔK_{th} уменьшается непрерывно. Как уже отмечалось выше (п. І.І), в ряде работ для объяснения влияния асимметрии цикла нагружения весьма эффективно используется концепция закрытия трещины.

Увеличение максимального КНИ цикла однозначно влияет на относительный КНИ K_{op}/K_{max} . Для сталей 15Х2МФА(І), 15Х2МФА(Ш), 15Х2МФА(ІІ) при $R = 0,35$, а также сварных швов ІОХМТ(І) и ІОХМТ(ІІ) с увеличением K_{max} отношение K_{op}/K_{max} увеличивается в припороговой области ДУР и снижается при более высоких значениях K_{max} (рис. 4.18). Однако зависимость $K_{op}/K_{max} = f(K_{max})$ для сталей 15Х2МФА(ІІ) и 15Х2МФА(ІІІ) при $R = 0,1$ имеет неспадющий вид.

Сравнительный анализ показывает, что из трех состояний стали 15Х2МФА, при одинаковых значениях K_{max} соотношению K_{op}/K_{max} имеет наибольшее значение для стали 15Х2МФА(І), а наименьшее для стали 15Х2МФА(ІІ). Т.е. увеличение предела текучести от 594 до 800 МПа уменьшает КНИ K_{op} , а дальнейшее повышение $\sigma_{0,2}$ до 1100 МПа увеличивает КНИ при котором происходит закрытие трещины.

Для сварного шва ІОХМТ характер влияния предела текучести на K_{op} определяется уровнем K_{max} . В припороговой области K_{op} больше для сварного шва ІОХМТ(І), а на среднем участке ДУР для ІОХМТ(ІІ). По-видимому, для сварного шва, кроме структурных факторов (размер зерна и т.п.) существенно влияние на закрытие трещины оказывают остаточные сварочные напряжения, которые будут различны для ІОХМТ(І) и

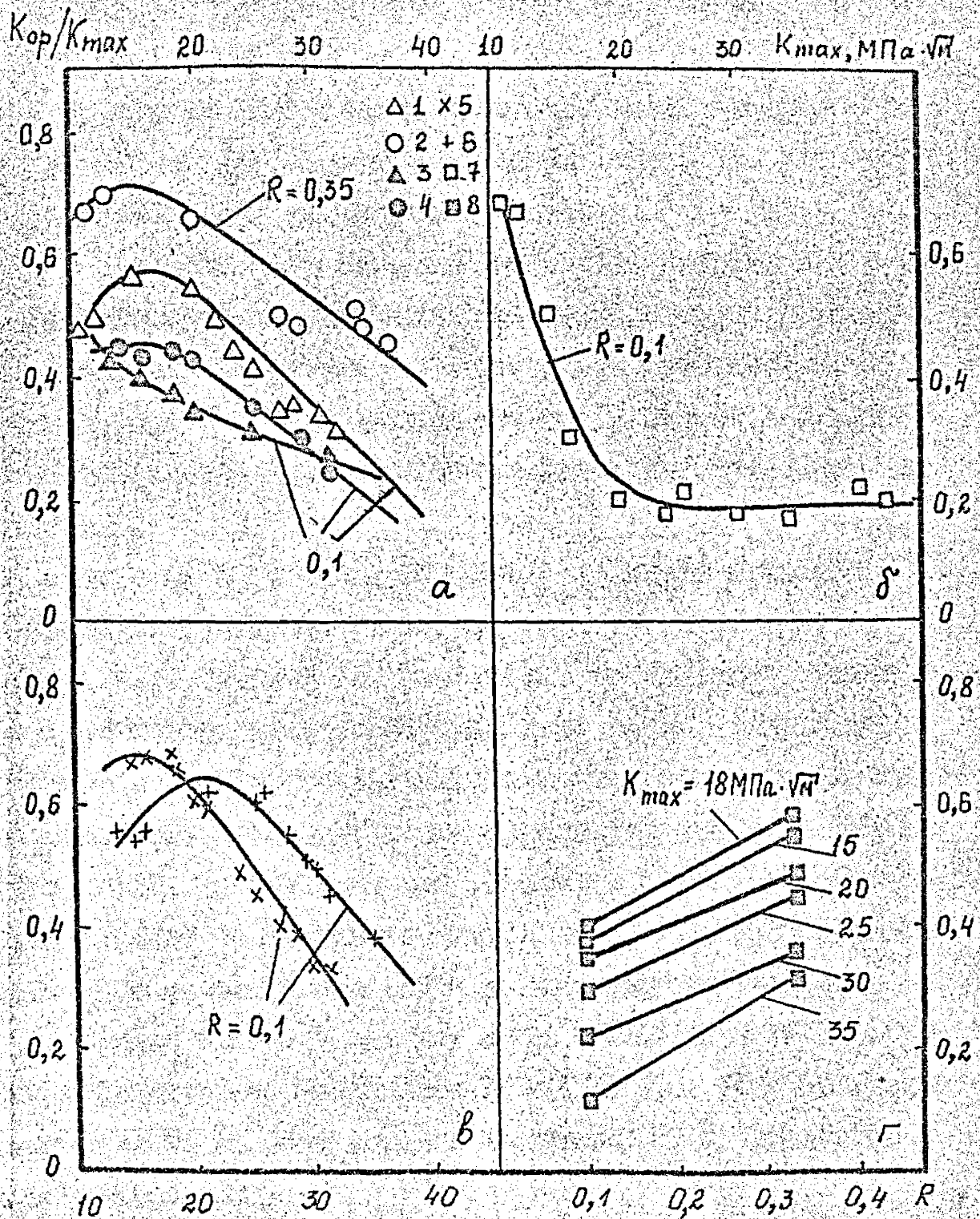


Рис. 4.18. Зависимость K_{op}/K_{max} от K_{max} (а-в) и от R (г).
 1-15Х2МФА (I); 2,3,8 - 15Х2МФА (II); 4 - 15Х2МФА (III);
 5 - Св 10ХМФТ (I); 6 - Св 10ХМФТ (II);
 7 - 15Х2НМФАА.

ЮХМТ(П), вследствие различной термической обработки после сварки (табл. 3.1).

Увеличение коэффициента асимметрии цикла нагружения от 0,1 до 0,35 в 1,5...3 раза увеличивает отношение K_{op} / K_{max} стали 15ХЗМФА(П) в зависимости от уровня K_{max} (рис. 4.18,г). Вместе с тем, коэффициент асимметрии цикла нагружения $= 0,35$ является предельным для стали 15ХЗМФА(П) в том смысле, что при указанной асимметрии еще наблюдается закрытие трещины усталости. При $R > 0,35$ трещина остается открытой в течение всего цикла нагружения в диапазоне изменения K_{max} от K_{th} до K_{fc}^I .

Скорость РУТ в стали 15ХЗМФА(П) и сварных швах ЮХМТ(1), и ЮХМТ(П) не зависит от асимметрии цикла нагружения

$R = 0,1...0,95$ в случае, если данные представлять относительно эффективного размаха КЭН (рис. 4.19, 4.20). Однако для стали 15ХЗМФА (рис. 4.19) указанная инвариантность относительно асимметрии цикла нагружения соблюдается только на среднем участке ЛУР. Припоровая скорость РУТ в стали 15ХЗМФА существенно зависит от асимметрии цикла ($R = 0,1; 0,75$), даже если использовать размах КЭН с учетом закрытия трещины.

Следует отметить, что для стали 15ХЗМФА(П), 15ХЗМФА, а также сварного шва ЮХМТ(1) и ЮХМТ(П) при $R = 0,75$ закрытие трещины не наблюдалось и диаграмма $P-\delta$ представляла собой прямую линию.

На рис. 4.21 представлены результаты исследования влияния асимметрии цикла на длину хрупких скачков трещины в стали 15ХЗМФА(П) при циклическом нагружении. Изменение R от 0,1 до 0,85 не влияет на зависимость $\Delta l_c^I - K_{fc}^I$, которая в полулогарифмических координатах может быть описана прямой линией.

При увеличении коэффициента асимметрии цикла нагружения от 0,1 до 0,87 (0,95) критическая скорость роста трещины

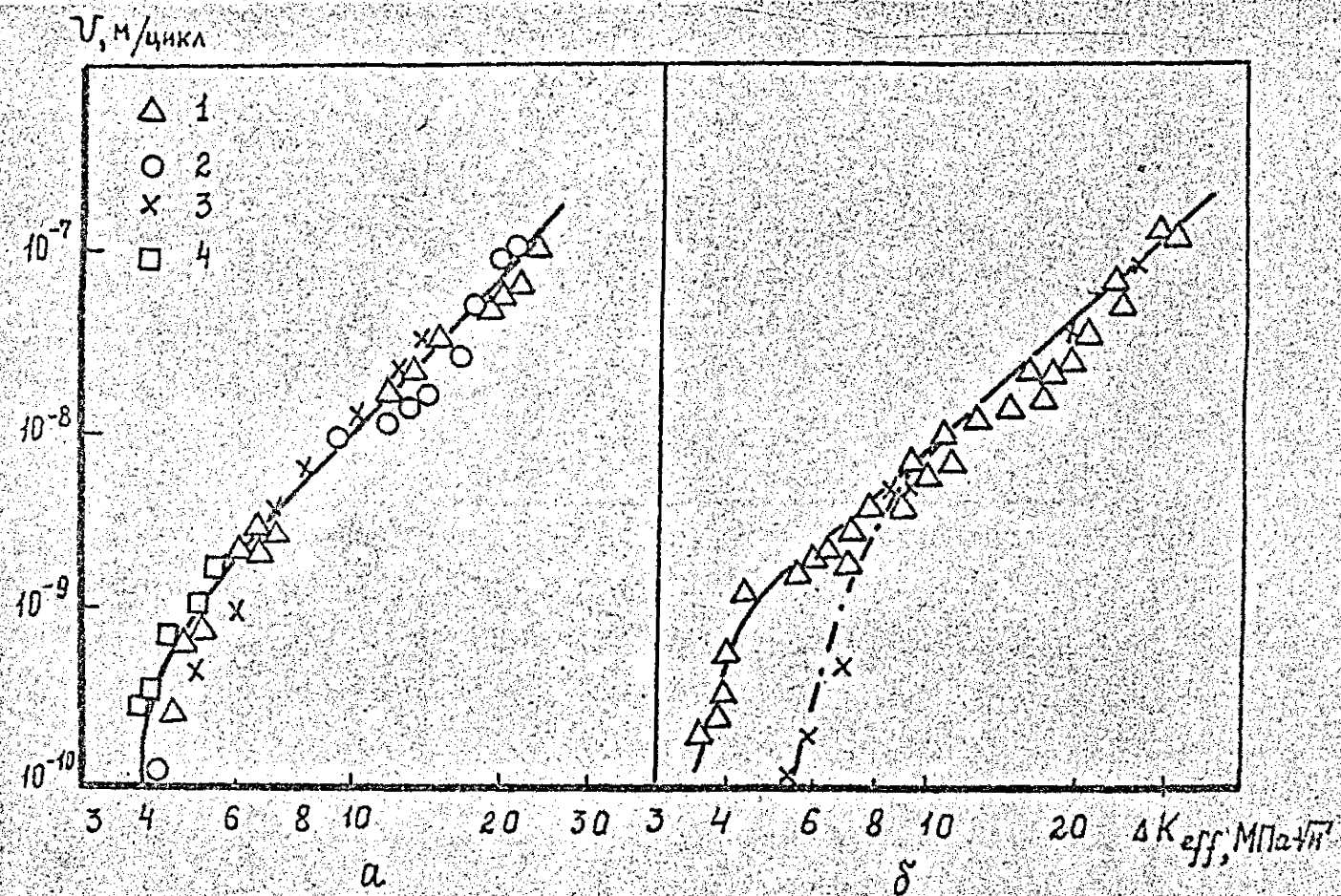


Рис. 4.19. Зависимость скорости РУТ от эффективного размаха КИН. ΔK_{eff} , $t = 25 \text{ мм}$, 293 К .
 a - I5X2MFA (II); δ - I5X3MFAA; $R = 0,1(1); 0,35(2); 0,75(3); 0,85(4)$.

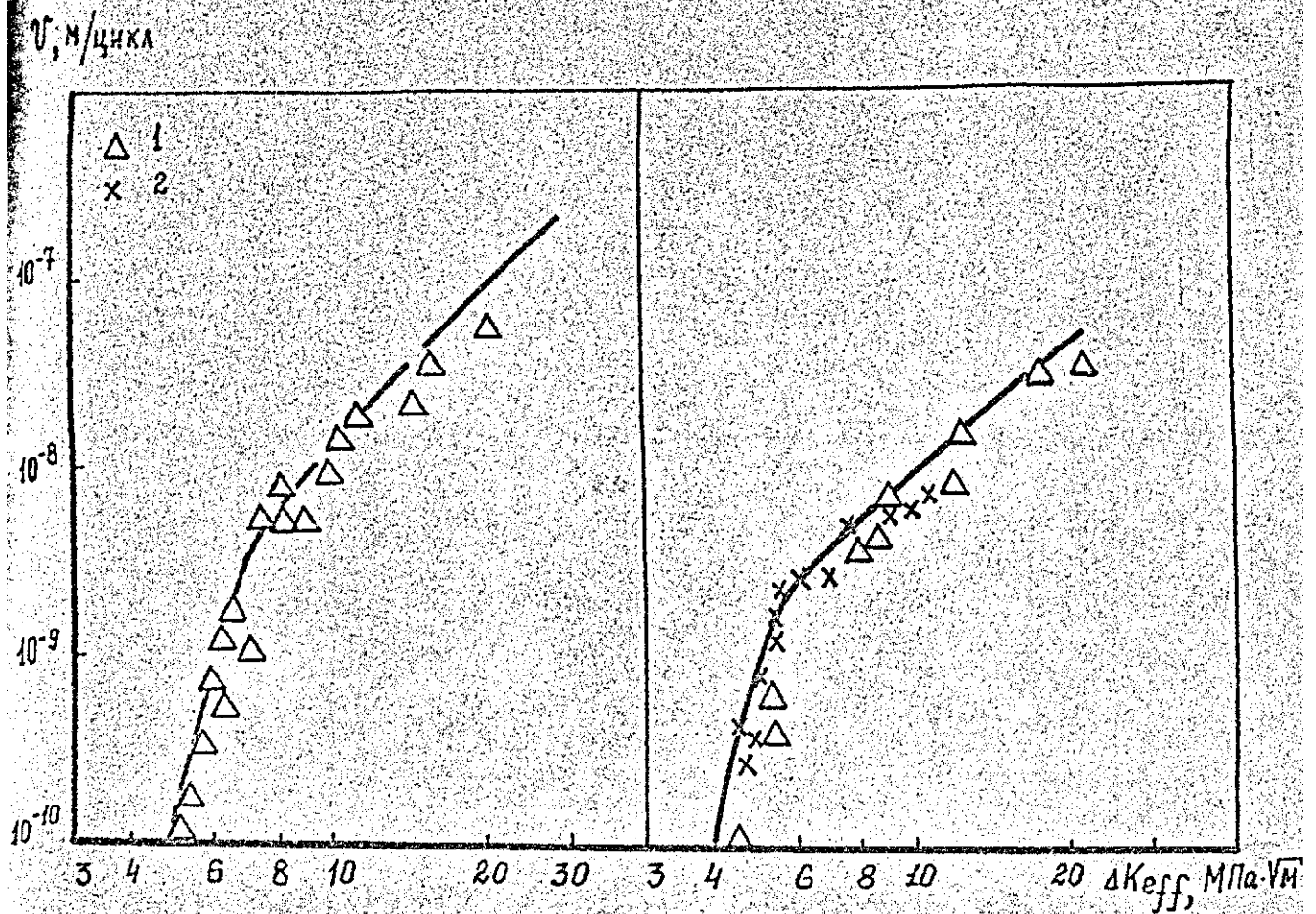


Рис. 4.20. Зависимость скорости РУТ от эффективного размаха КИН ΔK_{eff} при 293 К, $t = 25$ мм.
 а - сварной шов Св IOXMT (I); б - сварной шов Св IOXMT (II); $R = 0,1(1); 0,75(2)$.

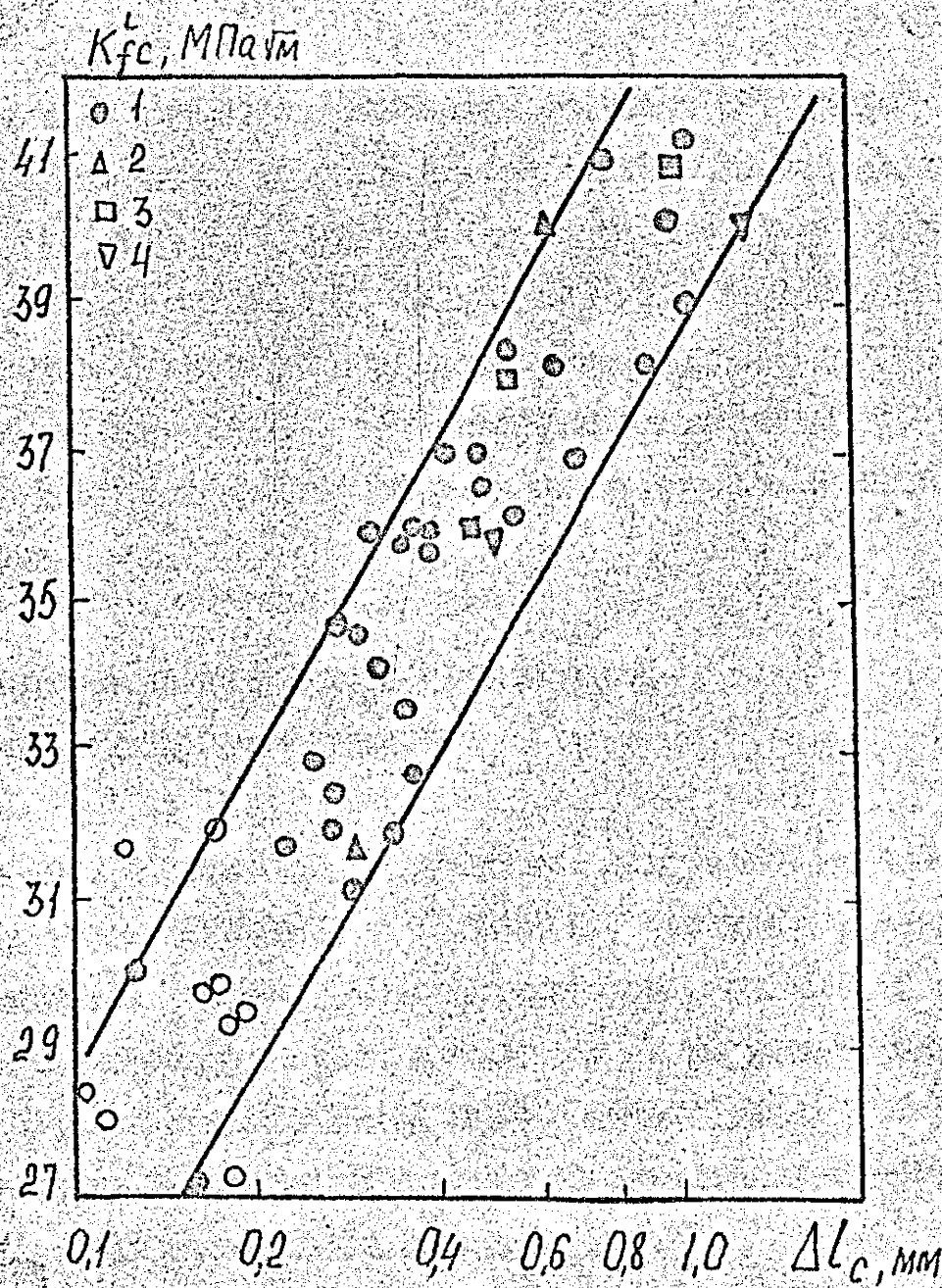


Рис. 4.21. Зависимость длины хрупкого скачка трещины усталости от K_{fc}^L для стали 15X2MFA(III) при 293 К; $R = 0,1$ (1); 0,21 (2); 0,6 (3); 0,83...0,85 (4) светлые точки - скачок внутри образца, черные - скачок по всей толщине образца.

(рис. 4.22) для сталей 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ) монотонно уменьшается от $1...2,2 \cdot 10^{-7}$ ($1...1,5 \cdot 10^{-6}$) до $0,8...1 \cdot 10^{-10}$ ($5 \cdot 10^{-9}$) м/цикл. (В скобках представлены значения для стали 15Х2МФА(І)).

На рис. 4.23 данные о критической скорости РУТ представлены в логарифмических координатах $\lg V_k - \lg(1-R^3)$. В диапазоне изменения R от 0 до 0,980 для стали 15Х2МФА(І) и в диапазоне изменения R от 0 до 0,890 для стали 15Х2МФА(ІІІ) указанные зависимости могут быть аппроксимированы прямыми линиями. При дальнейшем увеличении R критическая скорость РУТ остается практически неизменной и ее можно принять равной 10^{-10} м/цикл.

4.4. Влияние предварительной однократной пластической деформации

Исследовали влияние предварительного нагружения на трещиностойкость сталей 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ). Испытания проводили при растяжении пластин с боковой трещиной (рис. 2.6,6) и компактных образцов (рис. 2.5) / 448, 449 /. Толщина образцов из стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ) была соответственно 12,5 и 7,5 мм. Методика исследования влияния предварительной пластической деформации детально описана в п. 2.6.

На рис. 4.24 и 4.25 приведены ДУР сталей 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ) в координатах $\lg V - \lg \Delta K$ при разной предварительной пластической деформации. Характеристики циклической трещиностойкости указаны в табл. 4.2. Здесь C и m — соответственно коэффициент и показатель уравнения Париса, полученные обработкой экспериментальных данных по методу наименьших квадратов с использованием разработанной программы JSNPL на языке Фортран (п. 2.8).

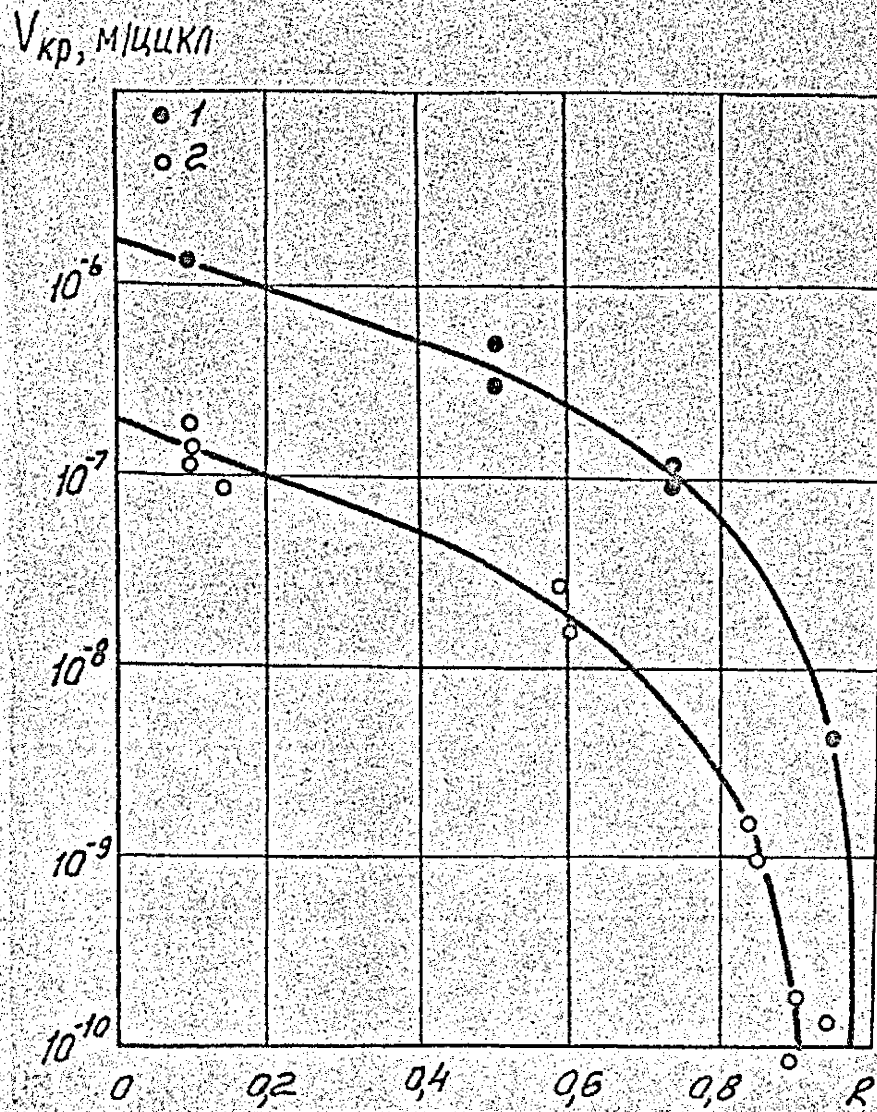


Рис. 4.22. Зависимость критической скорости РУТ в стали І5Х2МФА (І) – І и І5Х2МФА(ІІ) – 2 от коэффициента асимметрии цикла нагружения при 293 К.

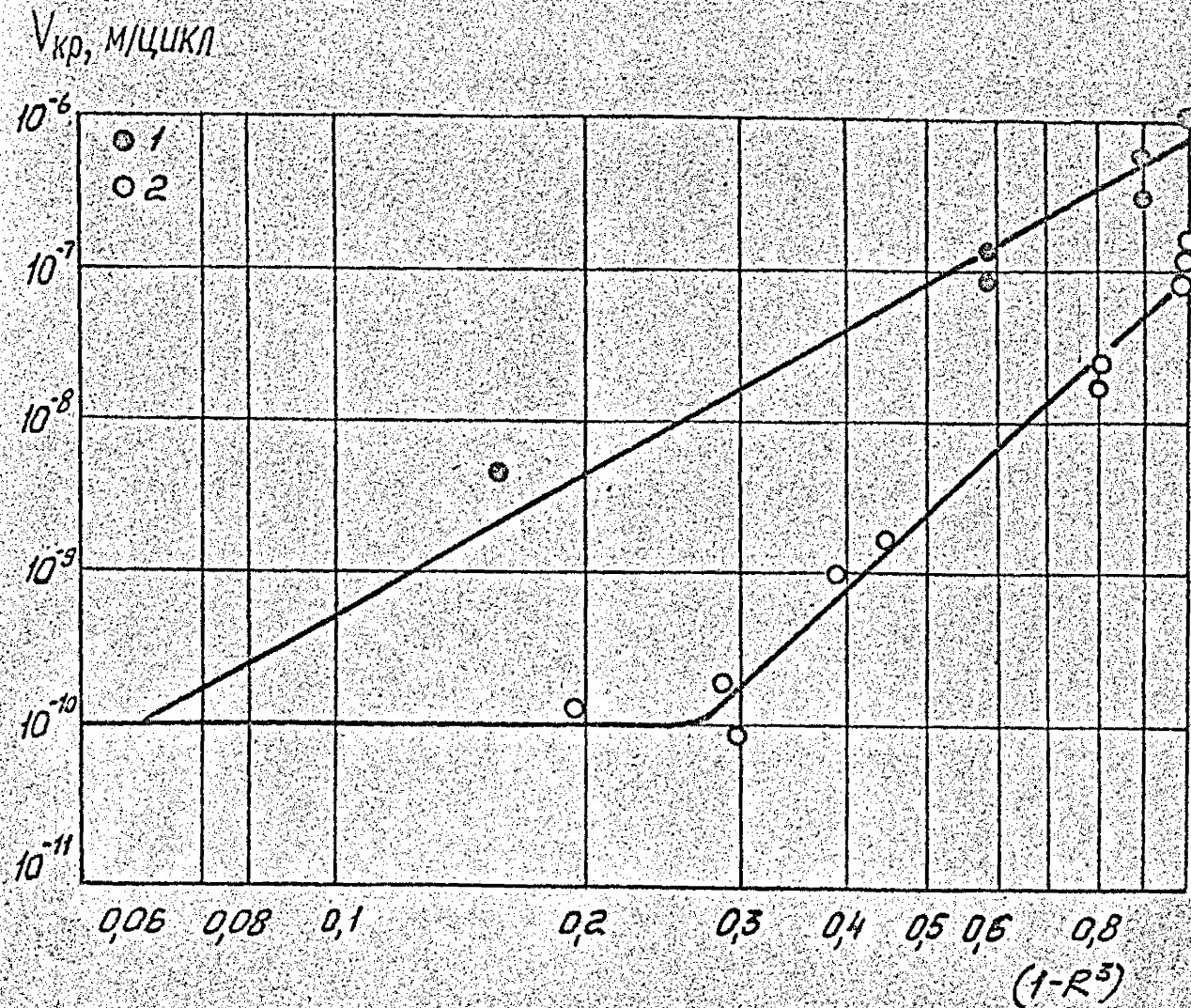


Рис. 4.23. Зависимость критической скорости РУТ в стали I5X2MΦA(I) – I и I5X2MΦA (III) – 2 от коэффициента асимметрии цикла нагружения при 293 К в двойных логарифмических координатах

$V, \text{ м/цикл}$

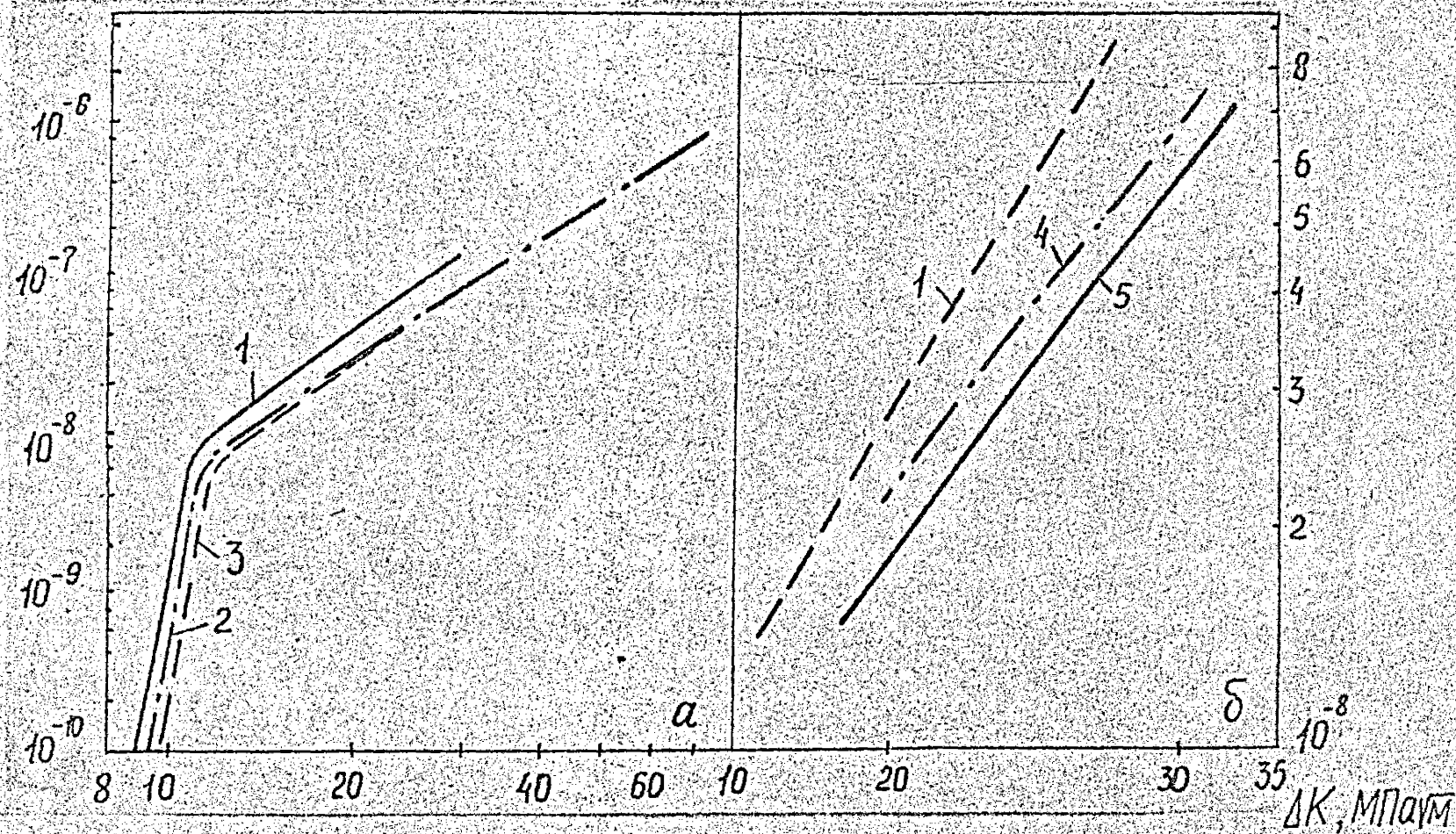


Рис. 4.24. Зависимость скорости РУТ в стали 15Х2МФА(1) от размаха КИН при 293 К - а и 183 К - б, $e_{нр} = 0$ (1); 0,019 (2); 0,133 (3); 0,052 (4); 0,110 (5).

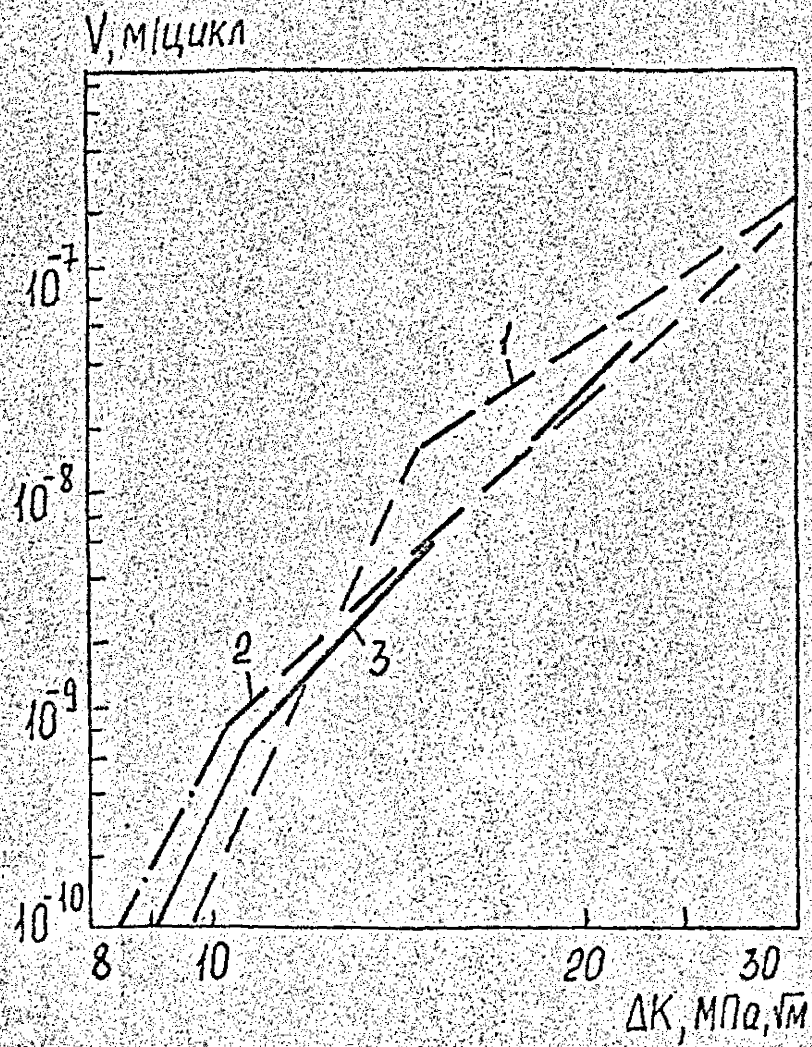



Рис. 4.25. КДУР стали I5X2MФА(III) при 293 К и $R = 0$
 $e_{np} = 0$ (1); 0,052 (2); 0,078 (3).

Таблица 4.2

Характеристики трещиностойкости стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІ)
при различной предварительной пластической деформации

Сталь	ϵ_{np}	Т, К	R	ΔK_{th} МПа· $\sqrt{м}$	$\Delta K_{th eff}$ МПа· $\sqrt{м}$	$\sqrt{-K_{max}}$		$\sqrt{-\Delta K}$		Коэф. корре- ляции	Диапазон $\sqrt{-}$ м/цикл	$\sqrt{-K_p}$ м/цикл
						m	$C \frac{м/цикл}{(МПа\sqrt{м})^m}$	m	$C \frac{м/цикл}{(МПа\sqrt{м})^m}$			
15Х2МФА(І)	0	293	0,1	8,9	4,50	3,02	$4,3 \cdot 10^{-12}$	3,02	$5,9 \cdot 10^{-12}$	0,974	$6 \cdot 10^{-9} \dots 2 \cdot 10^{-7}$	-
	"	183	"	"	"	3,52	$6,1 \cdot 10^{-13}$	3,52	$8,8 \cdot 10^{-13}$	0,937	$6 \cdot 10^{-9} \dots 1 \cdot 10^{-7}$	$4 \cdot 10^{-7}$
	0,019	293	0	9,25	4,42	2,82	$4,9 \cdot 10^{-12}$	2,82	$6,7 \cdot 10^{-12}$	0,984	$2 \cdot 10^{-8} \dots 1 \cdot 10^{-6}$	-
	0,052	183	0,1	"	"	3,19	$1,3 \cdot 10^{-12}$	2,74	$6,6 \cdot 10^{-12}$	0,939	$2 \cdot 10^{-8} \dots 6 \cdot 10^{-8}$	$1,8 \cdot 10^{-7}$
	0,110	183	"	"	"	2,89	$1,9 \cdot 10^{-12}$	2,93	$2,6 \cdot 10^{-12}$	0,972	$2 \cdot 10^{-8} \dots 7 \cdot 10^{-8}$	$6,9 \cdot 10^{-8}$
	0,133	293	0,1	9,75	4,30	2,64	$9,7 \cdot 10^{-12}$	3,01	$3,9 \cdot 10^{-12}$	0,962	$2 \cdot 10^{-8} \dots 1 \cdot 10^{-6}$	-
15Х2МФА(ІІ)	0	293	0	9,7	5,2	3,78	$6,46 \cdot 10^{-13}$	3,78	$6,46 \cdot 10^{-13}$	0,976	$1,5 \cdot 10^{-8} \dots 1,5 \cdot 10^{-7}$	$2,3 \cdot 10^{-7}$
	0,052	"	"	8,5	5,3	5,33	$3,44 \cdot 10^{-15}$	5,33	$3,44 \cdot 10^{-15}$	0,937	$2 \cdot 10^{-9} \dots 1,2 \cdot 10^{-7}$	$1,4 \cdot 10^{-7}$
	0,078	"	"	9,0	5,2	5,87	$6,7 \cdot 10^{-16}$	5,87	$6,7 \cdot 10^{-16}$	0,979	$2 \cdot 10^{-9} \dots 5 \cdot 10^{-8}$	$3,6 \cdot 10^{-8}$

Увеличение предварительной деформации (рис. 4.11) от 0 до 0,133 незначительно уменьшает скорость РУТ в стали 15Х2МФА(I) при 293 К на среднеамплитудном участке диаграммы  и существенно (примерно в 6 раз) снижает припороговую скорость РУТ, повышая одновременно пороговый КИН.

Пластическая деформация растяжением приводит также к снижению (примерно в 1,5...2 раза) скорости РУТ в стали 15Х2МФА(I) при температуре 183 К на среднеамплитудном участке диаграммы РУТ.

Для стали 15Х2МФА(III) наблюдается несколько иной характер влияния однократного деформирования на скорость развития трещины усталости. Как следует из рис. 4.25 увеличение степени деформации от 0 до 0,052 существенно увеличивает припороговую скорость РУТ и уменьшает пороговый КИН ΔK_{th} с 59,7 до 8,5 МПа $\sqrt{м}$ по сравнению с недеформированной сталью 15Х2МФА(III). На среднеамплитудном участке диаграммы РУТ при $K_{max} > 14$ МПа $\sqrt{м}$ предварительное пластическое деформирование неоднозначно влияет на скорость РУТ. Если при $\Delta K = 16$ МПа $\sqrt{м}$ скорость РУТ выше для стали в исходном состоянии примерно в 3 раза, то с увеличением ΔK эта разница уменьшается и при $\Delta K = 22$ МПа $\sqrt{м}$ скорость развития трещины усталости при $e_{np} = 0; 0,052; 0,078$ практически совпадает. Из анализа рис. 4.24 следует, что на среднеамплитудном участке ДУР наибольшее снижение скорости РУТ по сравнению с исходным состоянием наблюдается при степени пластической деформации, соответствующей максимальному равномерному удлинению (или пределу прочности) $e_{np} = e_s = 0,052$. Дальнейшее повышение e_{np} от 0,052 до 0,078 практически не влияет на скорость РУТ в стали 15Х2МФА(III) на среднеамплитудном участке ДУР, однако снижает припороговую скорость развития трещины усталости.

Проанализируем полученные закономерности развития трещин

усталости с позиций закрытия трещины. Известно, что при циклическом нагружении закрытие (раскрытие) трещины происходит при положительном значении нагрузки в цикле.

В зависимости от состояния исходного материала (охлажденный или пластичный) (рис. 4.26) однократное нагружение различным образом влияет на характер изменения K_{op} от K_{max} . Для стали 15Х2МФА(III) при $\Delta K > 15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ увеличение ϵ_{pr} от 0 до 0,078 приводит к существенному (до 1,5 раза) увеличению КИН при котором происходит раскрытие трещины. Причем при всех степенях деформации зависимость $K_{op} - \Delta K$ на правом участке (рис. 4.26) имеет горизонтальное плато. В припороговой области ($\Delta K < 12 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) вышеуказанное увеличение степени пластической деформации снижает K_{op} для стали 15Х2МФА(III). Вместе с тем для стали 15Х2МФА(I) увеличение предварительной деформации от 0 до 0,133 приводит к эквидистантному сдвигу влево зависимости КИН $K_{op} - \Delta K$.

ДУР стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) в координатах $\sqrt{V} - \Delta K_{eff}$ приведена на рис. 4.27. Для каждой стали, независимо от степени предварительной пластической деформации, существует единая зависимость скорости РУТ от эффективного размаха КИН. При этом, из двух сталей, более высоким сопротивлением развитию трещины усталости на среднеамплитудном участке диаграмма РУТ обладает сталь 15Х2МФА(I), в припороговой области — сталь 15Х2МФА(III).

Таким образом можно заключить, что влияние предварительной пластической деформации на скорость РУТ в стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) проявляется в основном через изменение напряженно-деформированного состояния в вершине трещины.

На рис. 4.28 представлены экспериментальные данные о влиянии расстояния от вершины трещины γ на отношение $\Delta \delta / \Delta K_{eff}$ для стали 15Х2МФА(II) при различной степени предварительной де-

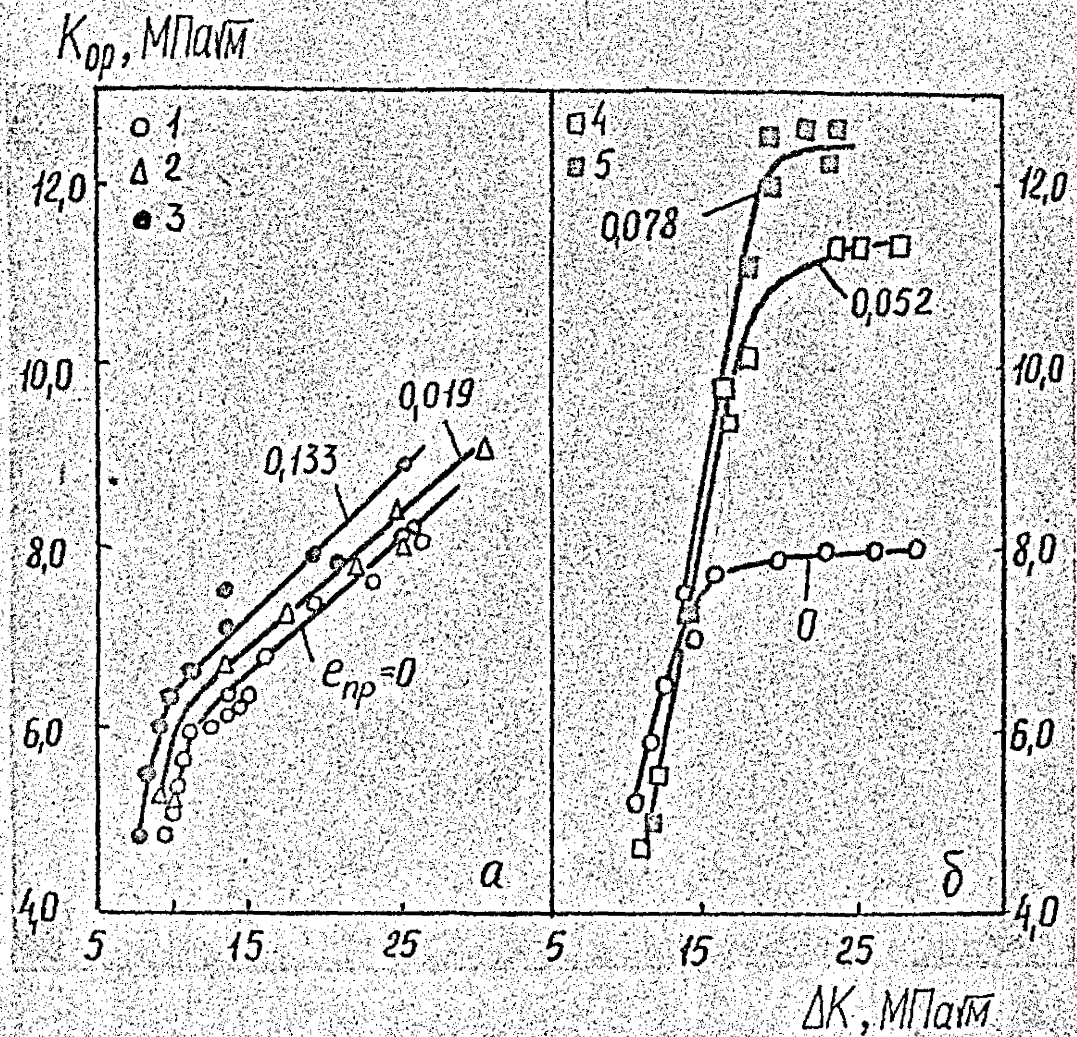


Рис. 4.26. Зависимость K_{op} стали I5X2MFA (I) – а и I5X2MFA(III) – б от размаха КИИ при 293 К и $R = 0$ $e_{np} = 0$ (I); 0,019 (2); 0,133 (3); 0,052 (4); 0,078 (5).

Рис 77, сок

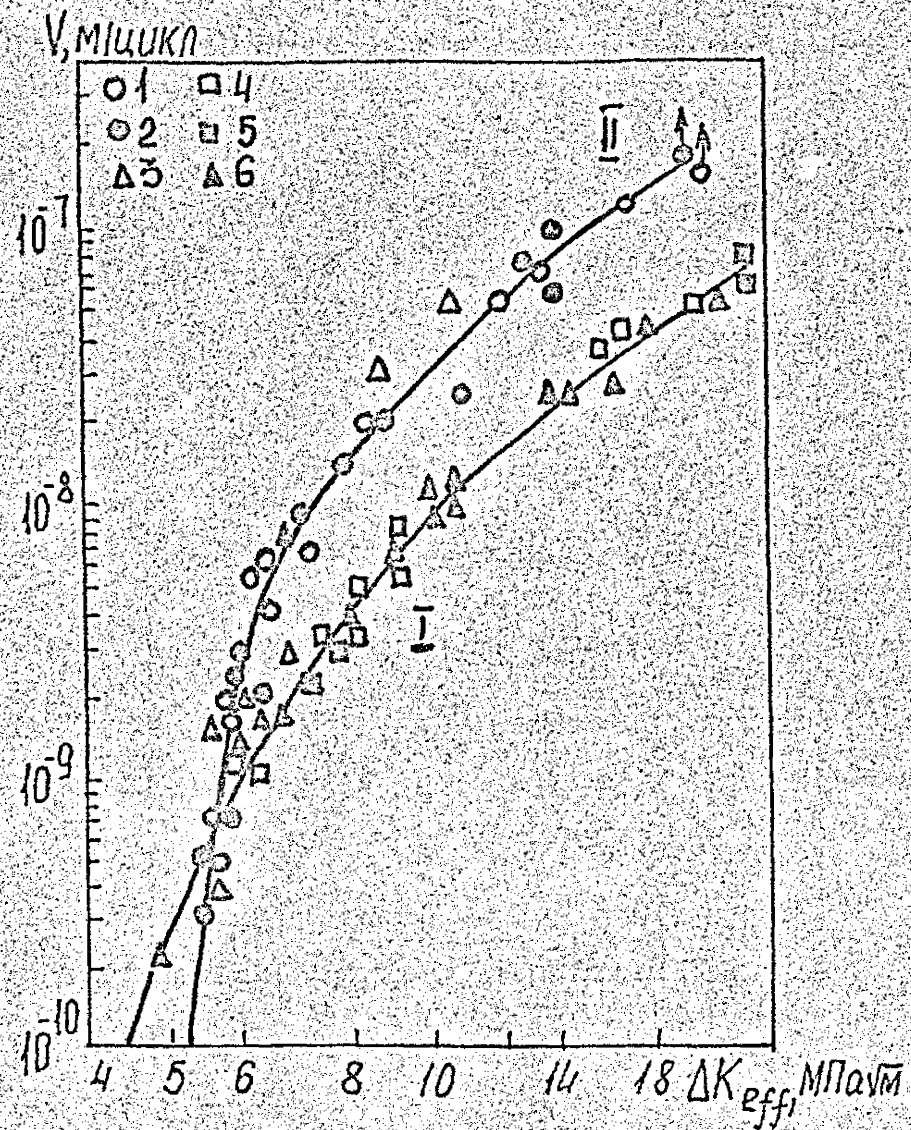


Рис. 4.27. Зависимость скорости РВТ в стали 15Х2МФА относительно эффективного размаха КИН при 293 К и $R = 0 \dots 0,1$.

I — сталь 15Х2МФА(I); $t = 12,5$ мм:

$e_{np} = 0$ (4); 0,019 (5); 0,133 (6);

II — сталь 15Х2МФА(III), $t = 7,5$ мм:

$e_{np} = 0$ (1); 0,052 (2); 0,078 (3)

Рис 78, с. 10

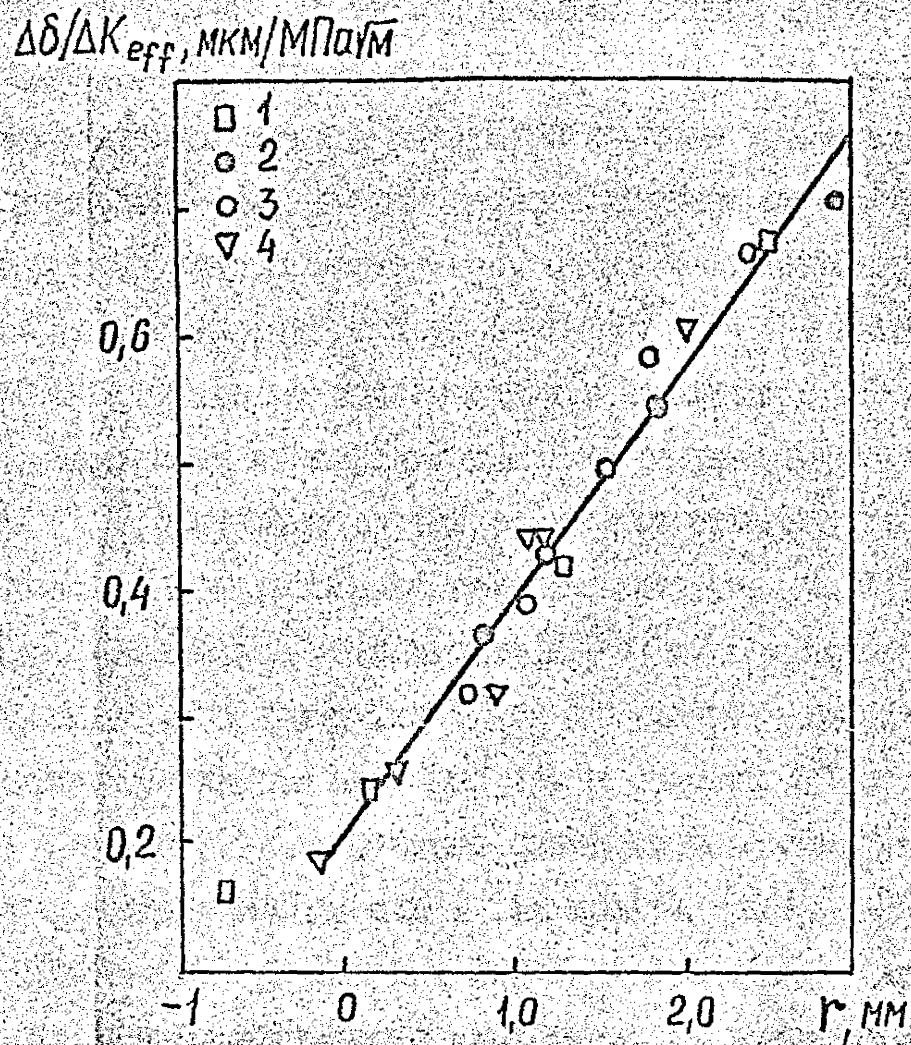


Рис. 4.28. Зависимость $\Delta\delta/\Delta K_{eff} - r$ для стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К.

$e_{np} = 0$ (1); 0,031 (2); 0,052 (3); 0,078 (4);

$K_{max} = 16 \dots 35,3 \text{ МПа}\sqrt{\text{М}}$; $l = 11,8 \dots 35,3 \text{ мм}$.

формации. Здесь $\Delta\delta$ - упругопластическое раскрытие берегов трещины / 441 /. Независимо от степени предварительной пластической деформации ($\epsilon_{np} = 0 \dots 0,078$) указанные экспериментальные данные при $\tau \leq 2,5$ км описываются единой линейной зависимостью (рис. 4.28). Это обстоятельство может быть использовано для определения размаха раскрытия вершины трещины по результатам измерения перемещения берегов трещины на некотором произвольном расстоянии от ее вершины. Следует отметить, что приведенная на рис. 4.28 зависимость $\Delta\delta/\Delta K_{eff} - \tau$ справедлива только при отсутствии на правом участке диаграммы $P - \delta$ нелинейности, связанной с пластическим затуплением вершины трещины / 411 /. В противном случае, раскрытие трещины, вычисленное с использованием указанной зависимости (рис. 4.28), будет заниженным. Из анализа зависимости $\Delta\delta/\Delta K_{eff} - \tau$ можно сделать заключение, что при циклическом нагружении, как деформационный подход (раскрытие трещины), так и силовой (КИН) с учетом закрытия трещины (ΔK_{eff}) имеют одинаковые возможности для описания трещиностойкости стали 15Х2МФА(III) при $K_{max} < 35 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

В стали 15Х2МФА(I) при 183 К и 15Х2МФА(III) при 293 К как в исходном, так и деформированном состояниях на правом участке КДПР имеет место нестабильное развитие трещины усталости / 448 /. При этом параметром перехода от стабильного к нестабильному (скачкам) РУТ может служить критическая скорость развития трещины усталости \sqrt{K} / 189/. Как следует из табл. 4.2 увеличение степени предварительной пластической деформации существенно снижает критическую скорость РУТ.

На рис. 4.29 приведена зависимость длины крупного скачка трещины Δl_c от критического КИН K_{fc}^i соответствующего i -му скачку трещины при различной степени предварительной пластической деформации для стали 15Х2МФА(III) при 293 К.

Для стали 15Х2МФА(III) увеличение предварительной деформации

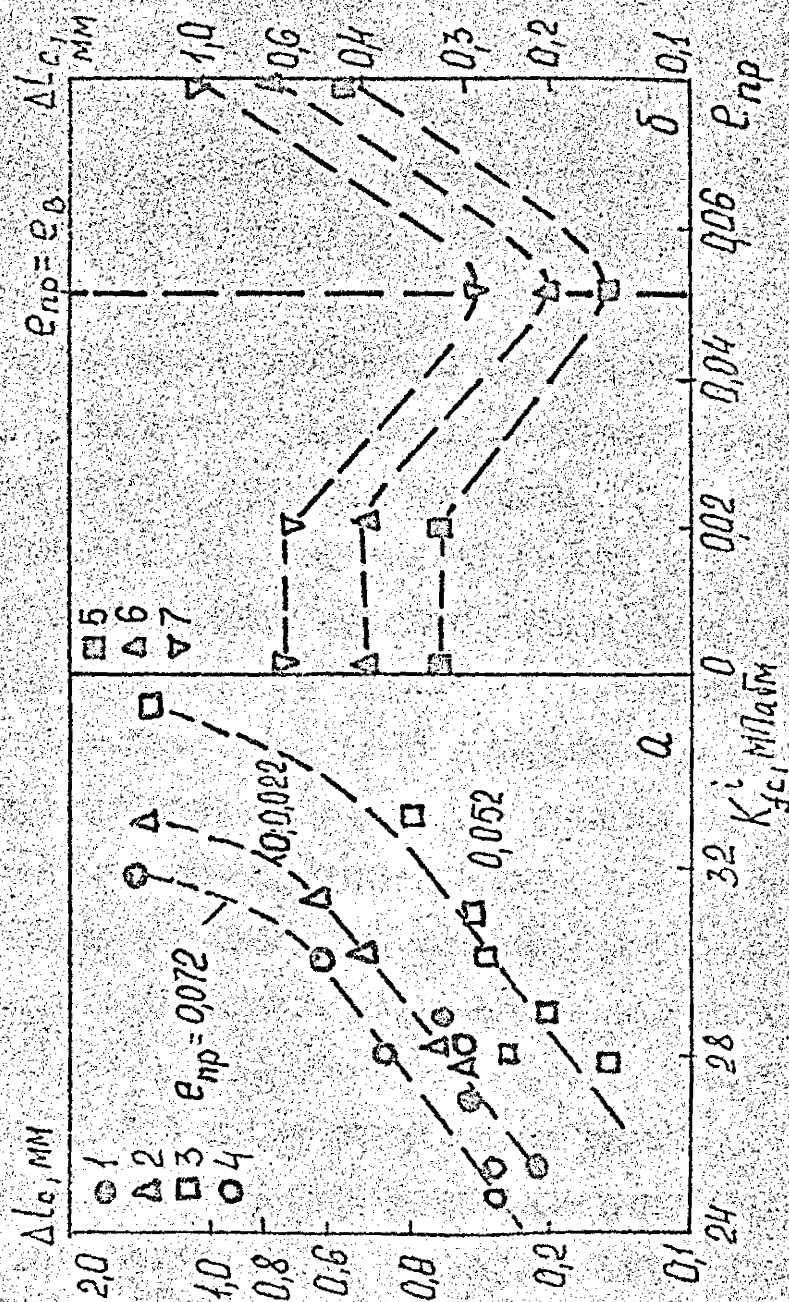


Рис. 4.29. Зависимость длины хрупкого скачка трещины в стали 15X2MFA(Ш) от критического КИН - а - и G_{np} - б.

$G_{np} = 0$ (1); 0,022 (2); 0,052(3); 0,078(4); $K_{fc}^I = 28$ (5), 30(6), 32МПа $\sqrt{м}$ (7).

от 0 до $e_{np} = e_v = 0,052$ примерно в 2 раза уменьшает длину хрупкого скачка трещины при одинаковом значении K_{fc}^i . Дальнейшее увеличение предварительной пластической деформации ($e_{np} > e_v$) до 0,072 приводит к увеличению длины скачка трещины более, чем в 2 раза по сравнению с $\Delta L_{ск}$ при $e_{np} = e_v$.

В соответствии с / 138/ длина хрупкого скачка трещины при циклическом нагружении при значениях $K_{fc}^i < K_{dc}$ (K_{dc} — динамическая вязкость разрушения) определяется размером зоны повреждения d_i по формуле (1.36).

Предварительное пластическое деформирование до уровня $e_{np} < e_v$ приводит к упрочнению материала и, вероятно, к увеличению его предела пропорциональности $\sigma_{пц}^u$. В соответствии с формулой (1.36). Это снижает размер зоны повреждения, а следовательно, и длину хрупкого скачка трещины при одинаковом значении критического КИН K_{fc}^i . Увеличение длины хрупких скачков трещины (рис. 4.29) с увеличением предварительной пластической деформации ($e_{np} > e_v$) связано, по-видимому, как с изменением прочностных свойств сталей, так и особенностями структуры материала (наличием микропор) / 427 /. 75 112

Как следует из анализа результатов, полученных в / 23, 83, 74 30, 127, 345 456 340 95, 170, 304, 216, 222, 369 274 136, 383, 395, 233, 242, 164, 226-228, 250, 251, 264-268, 271, 272, 275, 450-455 /, 467

и литературных данных

приведенных в табл. 4.3 предварительное нагружение неоднозначно влияет на скорость КИТ не только для материалов различных классов (алюминиевых сплавов, меди, углеродистых и нержавеющих сталей), но в ряде случаев и для материалов одного и того же класса.

В работах (табл. 4.3) из которых были заимствованы данные по циклической трещиностойкости сталей, пластическую деформацию определяли по формуле

Таблица 4.3

Влияние однократной пластической деформации на
циклическую трещиностойкость при 293 К

№ п/п	Материал, температурный источник	$\sigma_s / \sigma_{0.2}$	Предварительная деформация			l , мм	\bar{V}	ΔK , $\frac{МПа\sqrt{м}}$	Формула
			Вид	Степень деформации, мм/мм	Отсут.				
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1. 7475 / 227 / 18/±3	1,52	1,52	-	0	-	1,0	-	7...26	(4.2)
			ХП	0,1	373 К, 1ч	-	3,0 (3,0)±4	(8...40)±4	
			-	0,2	-	-	4,0 (6,0)±4	-	(4.2)
2. 7475 / 223 / 18/±3	1,67	1,67	-	0	-	2,5	-	10	(4.2)
			ХП	0,11	-	-	1,1	-	
			-	0,22	-	-	3,0	-	
			-	0,31	-	-	3,5	-	
3. 2024-T3 / 271 / 18/±3	1,55	1,55	-	0	-	3,0	-	20	(4.1)
			Р	0,03	-	-	1,3	-	
4. АМГ6 / 23, 83 / 18/±3	2,03	2,03	-	0	-	2,3	-	12,4	
			ХП	0,30	-	5,0	2,6	-	
			-	0,45	-	-	13,0	-	
5. 99,95%Cu / 272 / 18/±3	3,93	3,93	-	0	-	6,35; 9,0	-	6,0	
			ХП	0,11	-	-	3,3	-	
			-	0,31	-	-	10	-	

Исполнение табл. 4.3

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
6. Копесо 0,035% C 1,32 / 161 / fourth.			- XII "-	0 0,25 0,50	- - -	15 "- "-	- 0,13 0,13	10 "- "-	
7. 0,67% C / 268 /	2,01		- XII p	0 0,01 0,01	- "- -	5,0 "- "-	- - 2,0	30...45 "- "-	(4.1)
8. DCCOL 450DL 0,04C 2,00 ^{HE} 0,045; 1,15M _n 0,59C ₂ ; 0,05Al 0,18 P; 0,005 S 0,006 N / 455 /			- XII "-	0 0,05 0,20	- - -	1,1 "- "-	- 0,57 0,50	20 "- "-	
9. DCCOL 450DL 1,48 ^{HE} Химический состав / 455 /			- XII "-	0 0,05 0,20	493 K -	1,1 "- "-	- 0,4 0,24	20 "- "-	
10. 15X2M2A(T) 1,21			- p "-	0 0,092 0,132	- - -	12,5 "- "-	- 0,6 0,6	20 "- "-	(2.31)
11. 15X2M2A(M) 1,09			- p "-	0 0,052 0,078	- - -	7,05 "- "-	- 0,33 0,33	16 "- "-	(2.31)

Продолжение табл. 4.3

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
I2.	Сплав I20I	I,48	—	0	—	2,5...5	—	I5	(4.1)
	/ 23 /		p	0,01	448 K, I6ч	— ^н —	0,707	— ^н —	
			— ^н —	0,03	— ^н —	— ^н —	0,760	— ^н —	
			— ^н —	0,05	— ^н —	— ^н —	0,834	— ^н —	
I3.	0,20 C ; 0,15 Si ; I,33		—	0	—	I,0	—	I2,4	(4.1)
	0,42 Mn ; 0,015 P		p	0,06	— ^н —	0,623	0,623		
	0,02 Si ; 0,03 Fe		— ^н —	0,09	—	— ^н —	0,423		
	/ 267 /								
I4.	Сталь В 2772	—	—	0	—	I2,5	—	—	(4.1)
	0,14 C ; I,5 Mn		p	0,02					
	/ 275 /		— ^н —	0,04	—				
			— ^н —	0,06	—				
			— ^н —	0,08	—				
			— ^н —	0,10	—				

хп — холодная прокатка; P — растяжение.

н1 — Условный предел текучести определяли при допуске 0,1% на пластическую деформацию.

н2 $R = K_{mi} / K_{max} = 0,3$

н3 — В квадратных скобках указано источник откуда взята характеристика.

н4 — Исследования проводили в вакууме.

$$\Delta \varepsilon_{np} = \Delta a / a \quad (4.1)$$

где Δa — абсолютное удлинение; a — база измерения, в случае деформации растяжением.

В случае прокатки, степень деформации

$$\varphi_{np} = \ln \frac{\chi_1}{\chi_0} \quad (4.2)$$

где χ_1 — толщина пластины после прокатки и χ_0 — толщина исходной пластины.

Чувствительность скорости РУТ к однократной пластической деформации оценивали коэффициентом

$$\bar{U} = U_{np} / U_{исх} \quad (4.3)$$

где U_{np} , $U_{исх}$ — соответственно скорость РУТ в деформированном и исходном материале.

В табл. 4.3 указано диапазон скорости РУТ для исходного материала, в котором отмечается одинаковый характер влияния предварительной пластической деформации на скорость РУТ, а также размах КМН ΔK , при котором определяется коэффициент \bar{U} .

Имеющиеся в литературе данные о влиянии однократной пластической деформации на пороговый КМН являются менее представительными, как по количеству, так и по охвату различных классов материалов, по сравнению с данными о скорости РУТ / 51, ³⁴⁵ 228, ³⁶⁹ 272, ²⁷⁴ 275 /. Увеличение деформации (рис. 4.30) (холодная прокатка, растяжение) приводит к снижению порогового КМН меди ($\sigma_B / \sigma_{0.2} = 3,93$) при $R = 0,1; 0,3$, алюминиевого сплава 7475 ($\sigma_B / \sigma_{0.2} = 1,67$) стали с 0,14% С, а также стали 15Х2МФА(Ш) ($\sigma_B / \sigma_{0.2} = 1,09$) при $\varepsilon_{np} > \varepsilon_B$, однако повышает пороговый КМН железа ($\sigma_B / \sigma_{0.2} = 1,32$), стали 15Х2МФА(1) и 15Х2МФА(Ш) при

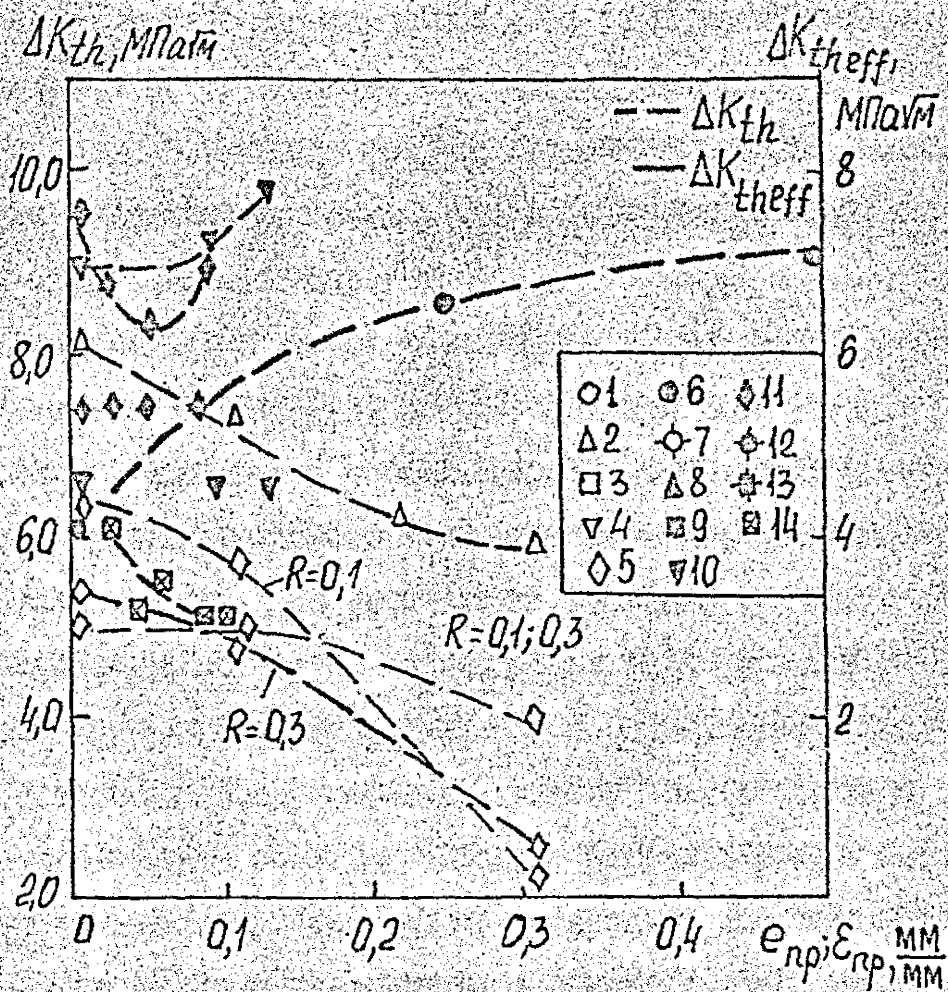


Рис. 4.30. Зависимость порогового ΔK_{th} и эффективного $\Delta K_{th_{eff}}$ КИН от предварительной пластической деформации.

Обозначения см. рис. 4.29.

$\epsilon_{np} > \epsilon_B$. Пороговый КИН стали 15Х2МФА(І) при $\epsilon_{np} < \epsilon_B$ практически не зависит от степени предварительной деформации.

Поскольку предварительная пластическая деформация увеличивает предел текучести материала, то, учитывая известные данные о зависимости порогового КИН конструкционных сплавов различных классов от предела текучести, можно сделать заключение, что с увеличением пластической деформации характеристика ΔK_{th} будет уменьшаться / 78 /.

Наблюдаемое (рис. 4.30) отклонение от указанной зависимости для стали 15Х2МФА(І), 15Х2МФА(ІІІ) при $\epsilon_{np} > \epsilon_B$, а также для железа, связано с особенностями формирования структуры в процессе предварительного пластического деформирования. Как отмечалось выше, при растяжении образцов из стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ) при $\epsilon_{np} > \epsilon_B$ происходит зарождение и рост пор от выщелений / 427 /. В припороговой области ДУР, когда размер пластической зоны в вершине трещины меньше размера структурного параметра — размера зерна, взаимодействуя с магистральной трещиной микropopы будут приводить к затуплению ее вершины и тем самым к увеличению порогового КИН. Аналогичное влияние на условия формирования порогового КИН ΔK_{th} оказывает растрескивание карбидных частиц при холодной прокатке железа / 164 /.

Таким образом, можно предположить, что независимо от материала (эластически упрочнившийся, разупрочнившийся или стабильный) предварительное пластическое деформирование (при отсутствии образования пор или микрорастрескивания) оказывает неблагоприятное влияние на пороговый КИН ΔK_{th} и припороговую скорость РУТ.

Одним из основных факторов, влияющих на формирование порогового КИН является закрытие трещины, которое существенно зависит от структуры материала.

Для исследованного диапазона предварительной деформации ΔK_{eff} (рис. 4.30) сталл 15Х2МФА(1), 15Х2МФА(III) и меди при $R = 0,1$ и $0,3 / 272 /$ является инвариантным относительно σ_{np} . Однако, для технически чистой меди (99,99%) эффективный пороговый КНН при холодной прокатке не зависит ^{от σ_{np}} только, когда обжатие меньше 10%. Дальнейшее его увеличение до 30% приводит к снижению ΔK_{th} . Это может быть объяснено тем, что наряду с закрытием трещин на пороговый КНН материала оказывает влияние сжатие ее вершины, релаксация напряжений, связанная с искривлением фронта трещины или ее ветвлением, а также распах порогового напряжения / 78 /.

На рис. 4.31 представлены графики изменения показателя m в уравнении Париса для среднего участка ДУР, для различных конструкционных сплавов, от степени предварительной пластической деформации и от предела текучести $\sigma_{0,2}$. Указанные графики построены по результатам исследований, полученных в данной работе, а также с привлечением литературных данных.

Из анализа приведенных зависимостей (рис. 4.31) следует, что для алюминиевых сплавов, а также малоуглеродистых и среднеуглеродистых сталей в пластичном состоянии предварительное пластическое деформирование не влияет на угол наклона зависимости $\lg V - \lg \Delta K$ к оси абсцисс, либо несколько уменьшает его. В то же время для исходно охрупченной стали (температура вязко-хрупкого перехода равна 393 К), а также рельсовой стали (0,67%) / 268 /, перед окончательным разрушением которых имеет место скачки трещины, пластическая деформация увеличивает m .

На основе вышесказанного можно сделать вывод, что предварительное пластическое деформирование практически не влияет на величину показателя m для конструкционных сплавов, в которых отсутствует порог хладноломкости, или при температурах

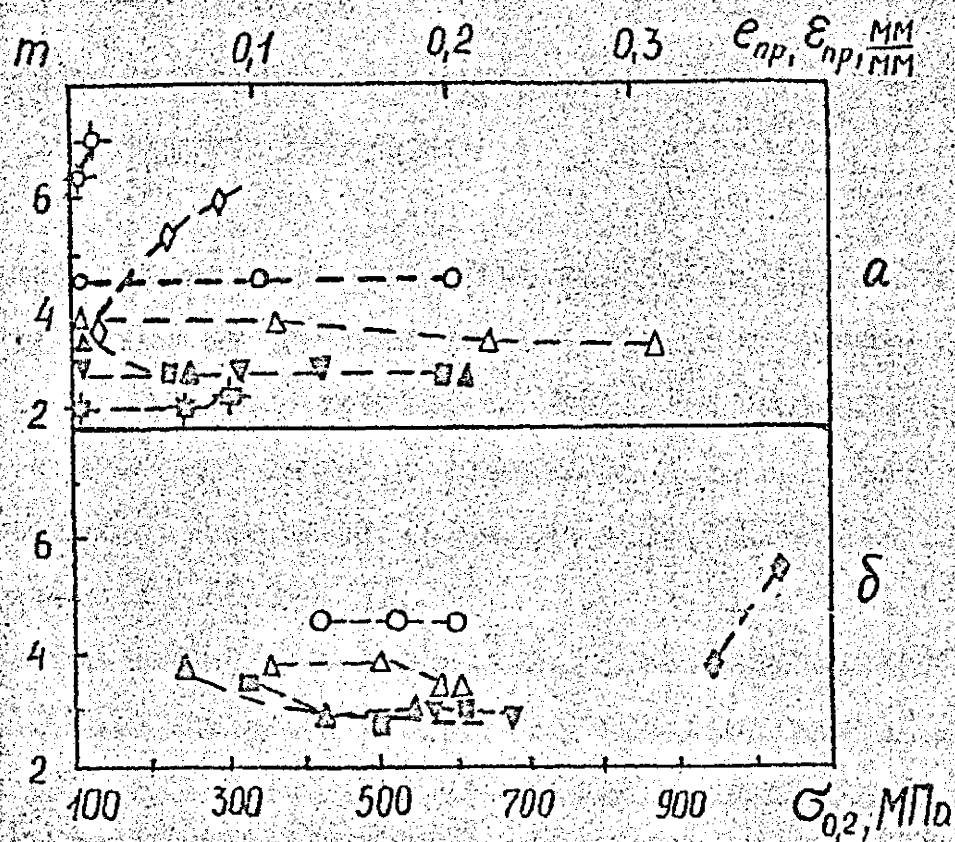


Рис. 4.31. Зависимость показателя m в уравнении Париса от степени предварительной пластической деформации — а и предела текучести $\sigma_{0,2}$ — б. Обозначения см. рис. 4.20.

выше температуры вязко-хрупкого перехода. Однако, для конструкционных сталей при температуре ниже температуры вязко-хрупкого перехода предварительная пластическая деформация увеличивает показатель m по сравнению с недеформированным состоянием.

4.5. Влияние предварительной циклической пластической деформации

Исследование влияния предварительной циклической пластической деформации на скорость роста усталостных трещин в стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К. Испытания проводили в соответствии с методикой детально изложенной в п. 2.6. При этом толщина образцов составляла 14 мм для стали 15Х2МФА(ІІІ) и 12,3 мм для стали 15Х2МФА(І).

Параметры циклической трещиностойкости представлены в табл. 4.4. При одинаковой амплитуде упругоэластической деформации ($\varepsilon_a = 0,3; 0,4; 0,7\%$) увеличение относительной наработки, практически во всех случаях, либо не влияет, либо снижает скорость РУТ по сравнению с неповрежденным материалом (рис. 4.32). Только после наработки $\bar{N} = 0,3$ при $\varepsilon_a = 0,3\%$ скорость РУТ увеличивается.

Для стали 15Х2МФА(ІІІ) наблюдается несколько иной характер влияния предварительной циклической наработки на скорость роста трещины. С увеличением \bar{N} при $\varepsilon_a = 0,7\%$ скорость РУТ увеличивается на припороговом участке ДУР и уменьшается на среднеамплитудном.

Влияние амплитуды предварительной деформации на скорость роста трещины в стали 15Х2МФА(І) существенно зависит от наработки (рис. 4.34). Если при $\bar{N} = 0,3$ увеличение ε_a от 0 до 0,7% снижает скорость РУТ, то при максимальной наработке

Таблица 4.4

Характеристики циклической трещиностойкости стали
15Х2МФА с учетом циклической наработки

Сталь	ε_a , %	\bar{N}	ΔK_{th} , МПа $\sqrt{м}$	$\sqrt{-\Delta K}$		Коэф. корреля- ции	Диапазон изменения скорости РУТ, м/цикл	$\sqrt{K_P}$, м/цикл
				m	C м/цикл (МПа $\sqrt{м}$) ^{m}			
I	0	0	8,9	4,70	$2,76 \cdot 10^{-11}$	0,927	$3,0 \cdot 10^{-10} \dots 3,2 \cdot 10^{-3}$	-
	0,3	0,3	9,1	4,17	$1,91 \cdot 10^{-10}$	0,978	$4,2 \cdot 10^{-10} \dots 4,9 \cdot 10^{-3}$	-
	0,3	0,85	7,9	6,07	$9,85 \cdot 10^{-13}$	0,942	$1,6 \cdot 10^{-10} \dots 3,0 \cdot 10^{-3}$	-
	0,45	0,85	8,3	3,22	$3,13 \cdot 10^{-9}$	0,957	$5,8 \cdot 10^{-10} \dots 8,0 \cdot 10^{-3}$	-
	0,7	0,3	10,1	1,45	$2,34 \cdot 10^{-7}$	0,572	$7,0 \cdot 10^{-10} \dots 2,3 \cdot 10^{-3}$	-
	0,7	0,85	9,3	3,90	$2,49 \cdot 10^{-10}$	0,978	$4,2 \cdot 10^{-10} \dots 1,9 \cdot 10^{-7}$	-
II	0	0	10,1	5,16	$8,56 \cdot 10^{-12}$	0,962	$4,9 \cdot 10^{-10} \dots 2,4 \cdot 10^{-7}$	$2,0 \cdot 10^{-7}$
	0,45	0,3	10,1	4,05	$8,1 \cdot 10^{-11}$	0,853	$1,2 \cdot 10^{-9} \dots 1,8 \cdot 10^{-3}$	-
	0,7	0,3	9,6	4,16	$8,46 \cdot 10^{-11}$	0,969	$8,5 \cdot 10^{-10} \dots 3,6 \cdot 10^{-3}$	$5,4 \cdot 10^{-3}$
	0,7	0,6	8,0	2,62	$8,81 \cdot 10^{-9}$	0,901	$3,6 \cdot 10^{-9} \dots 1,2 \cdot 10^{-7}$	-
	0,7	0,85	7,9	3,23	$1,48 \cdot 10^{-9}$	0,497	$4,9 \cdot 10^{-10} \dots 2,5 \cdot 10^{-3}$	$9,1 \cdot 10^{-3}$

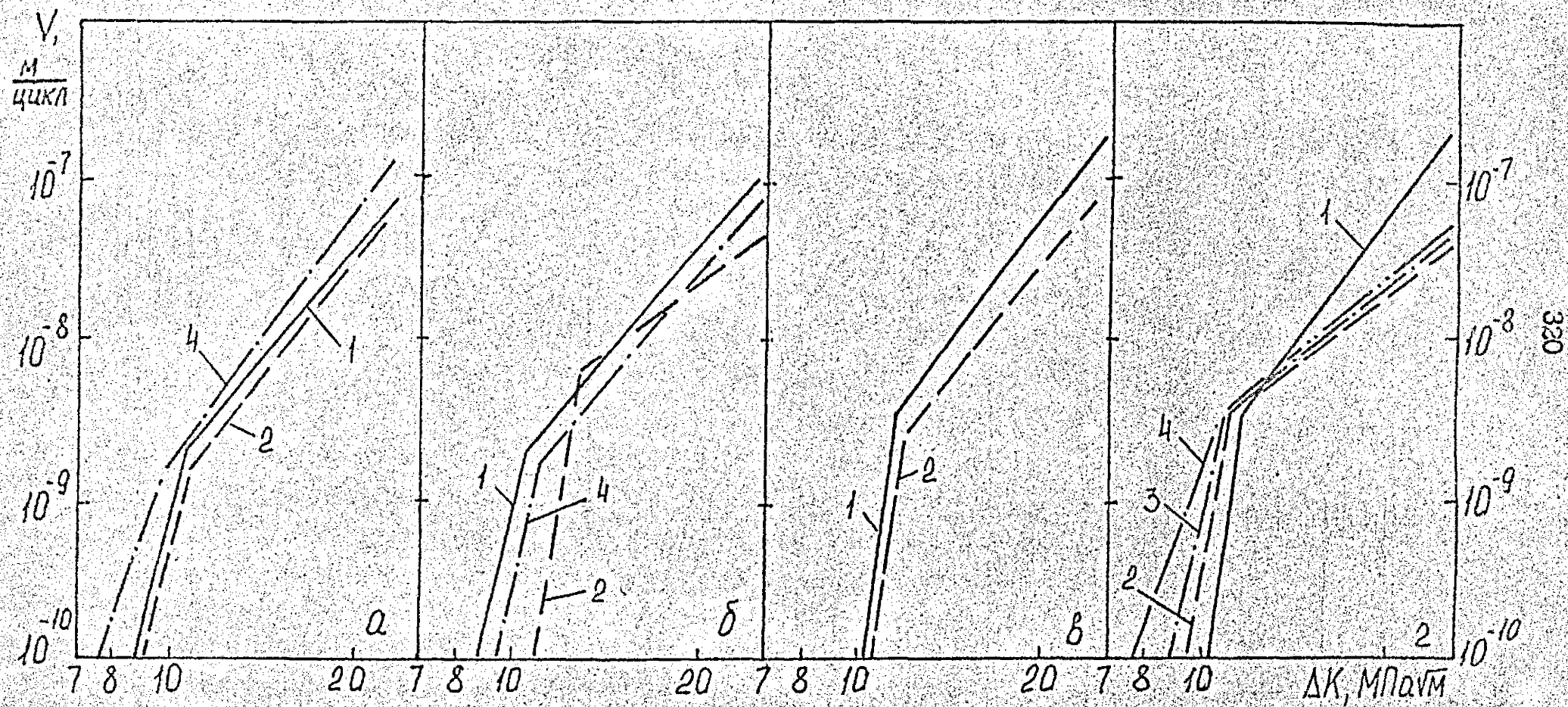


Рис. 4.32. ДУР стали 15X2MΦA(I) - а, б; 15X2MΦA(III) - в, г; $\varepsilon_a = 0,3(a); 0,45(б); 0,7(в, г);$
 $\bar{N} = 0(1); 0,3(2); 0,6(3); 0,85(4).$

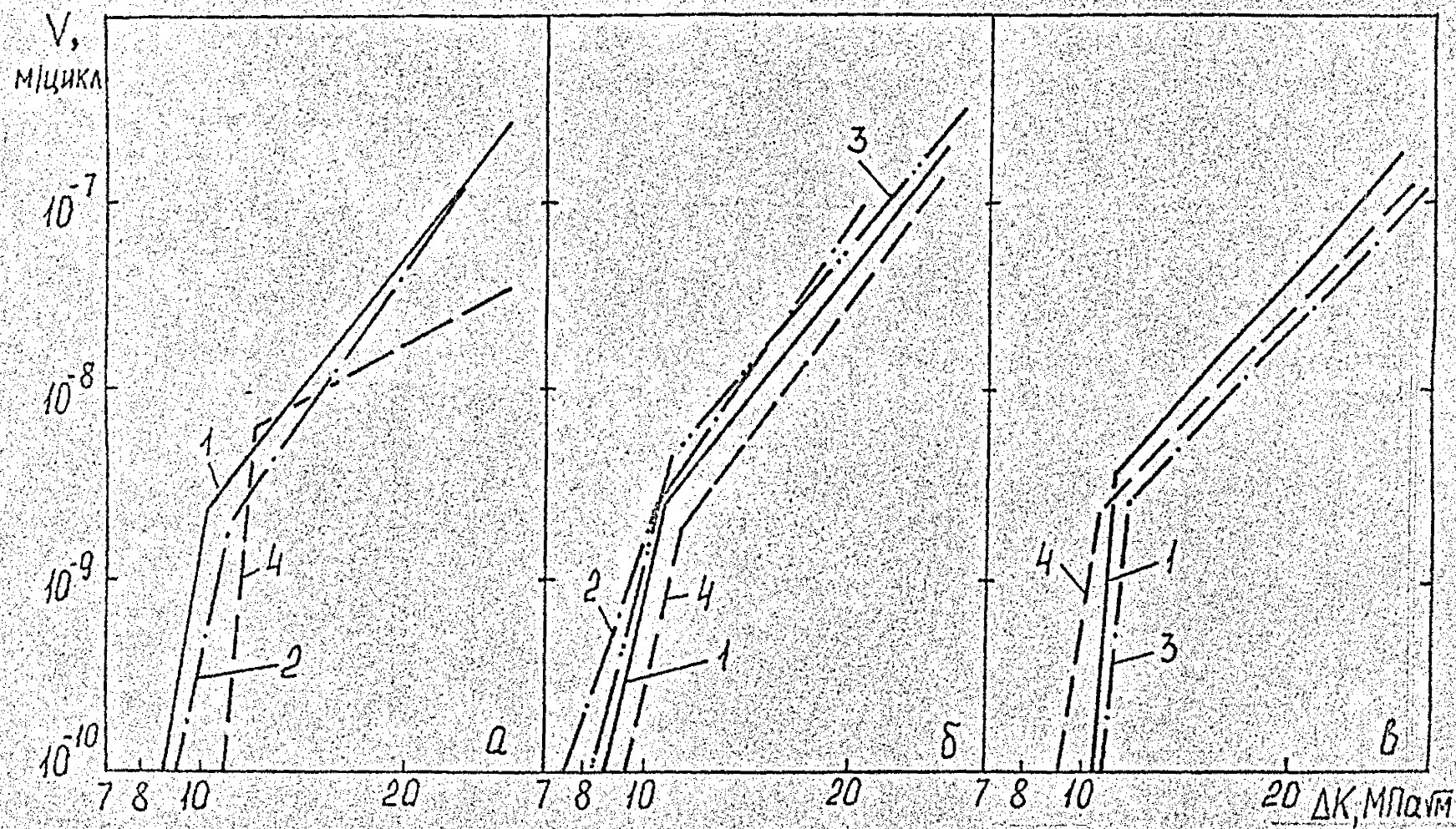


Рис. 4.33. ДУР стали I5X2MΦA(I) – а, б; I5X2MΦA(III) – в.

$\bar{N} = 0,3$ (а, в); $0,85$ (б); $\varepsilon_a = 0$ (1); $0,3$ (2); $0,45$ (3); $0,7\%$ (4).

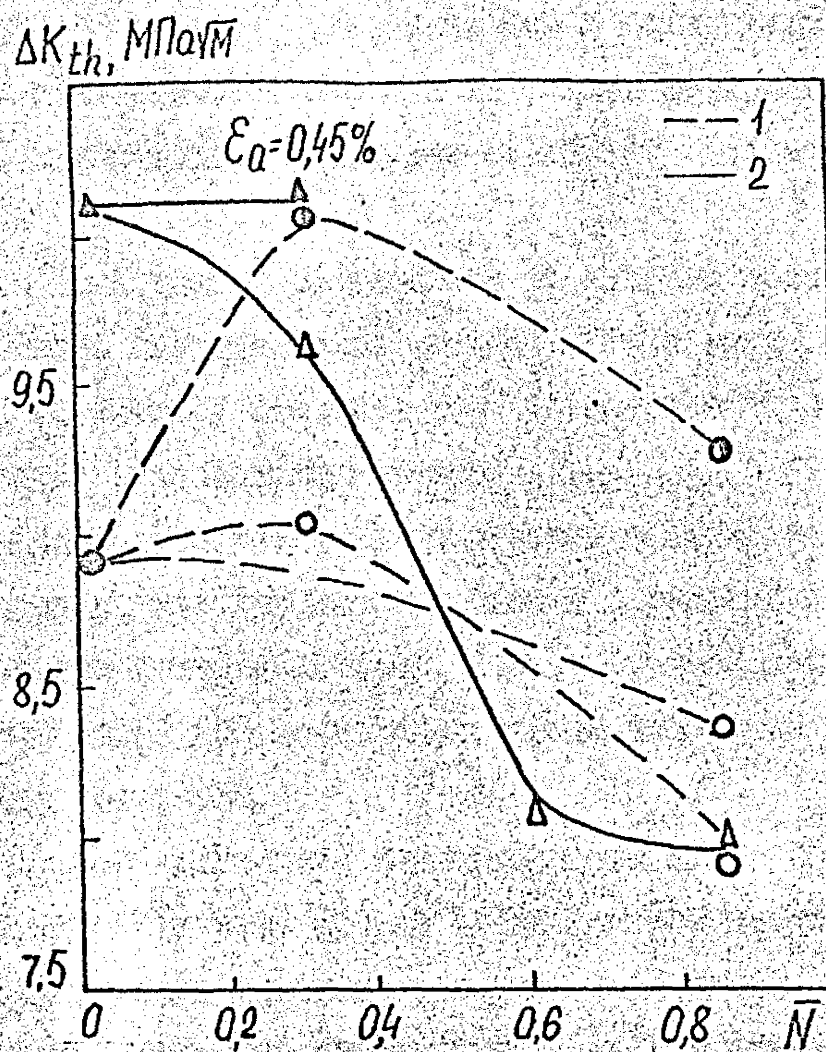


Рис. 4.34. Зависимость размаха порогового КИН стали 15Х2МФА(I) – 1 и 15Х2МФА(III) – 2 от предварительной наработки.

($N = 0,85$) с амплитудой деформации $\varepsilon_a = 0,3$ и $0,45\%$ скорость РУТ выше, а с $\varepsilon_a = 0,7\%$ ниже, чем в недеформированном материале. Неоднозначность влияния амплитуды деформации на скорость РУТ характерна и для стали 15Х2МФА(III) при минимальной наработке.

Общим для приведенных результатов по влиянию предварительного циклического нагружения на скорость РУТ в стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) является то, что наиболее чувствительным к указанному воздействию является припороговый участок ДУР, как наиболее чувствительный к структуре материала. Увеличение наработки, как правило, уменьшает пороговый коэффициент интенсивности напряжений (рис. 4.34). Однако, для стали 15Х2МФА(III) пороговый КИН после циклической наработки выше, чем в исходном материале.

Проанализируем полученные закономерности РУТ с позиций закрытия трещины. При этом весьма важно как изменяется КИН при котором происходит открытие трещины. С увеличением размаха КИН наблюдается монотонное увеличение K_{op} для обеих сталей (рис. 4.35).

ДУР стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) с различной наработкой представлены в координатах $\sqrt{V} - \Delta K_{eff}$ на рис. 4.36, 4.37, из которых следует, что для каждой стали независимо от амплитуды деформации и циклической наработки, существует единая зависимость скорости РУТ от эффективного размаха КИН. Таким образом можно заключить, что влияние предварительного циклического (также как однократного) пластического деформирования на скорость РУТ в стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) обусловлено изменением напряженно-деформированного состояния в области вершины трещины.

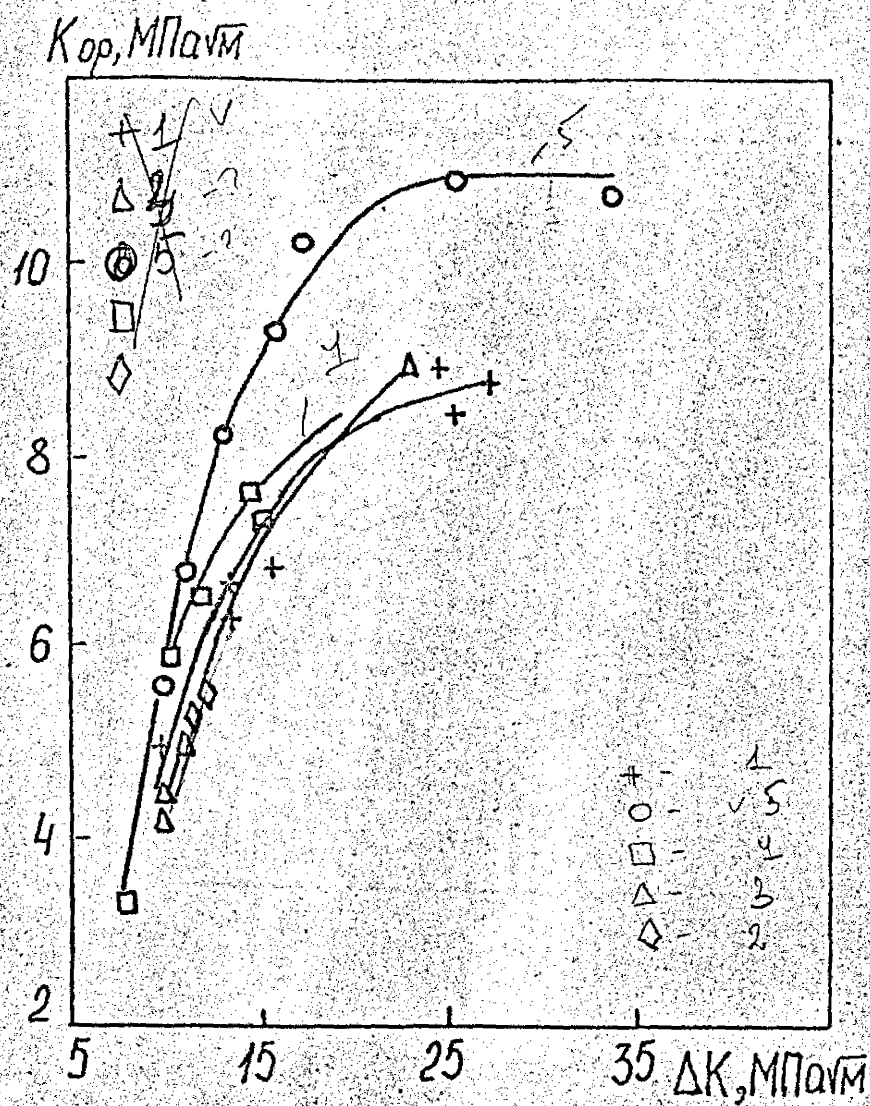


Рис. 4.35. Зависимость K_{op} от ΔK для стали 15Х2МФА(1) при 293 К и различной наработке $\epsilon_a = 0(1); 0,3(2,3); 0,7\%(4,5); \bar{N} = 0(1); 0,3(2); 0,6(4); 0,85(3,5)$.

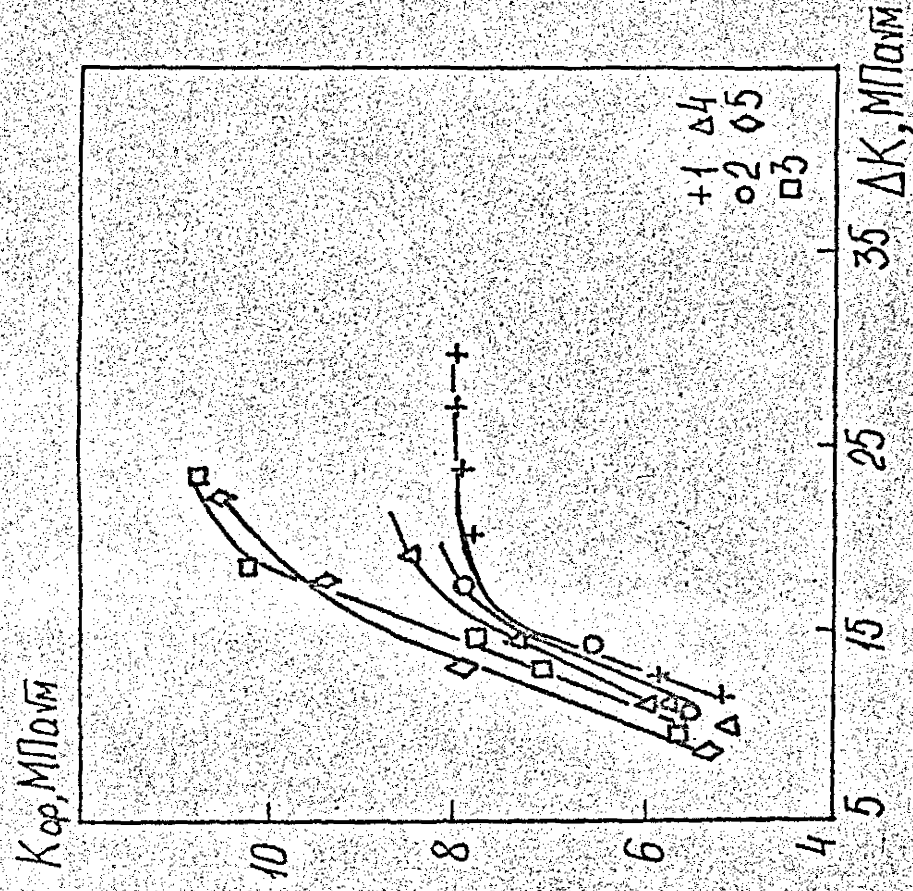


Рис. 4.36. Зависимость K_{op} от ΔK для стали 15X2MΦA (III) при 293 K и различной наработки $\xi_0 = 0$ (1); 0,45 (2); 0,7% (3-5); $\bar{N} = 0$ (1); 0,3 (2,3); 0,6 (4); 0,85 (5).

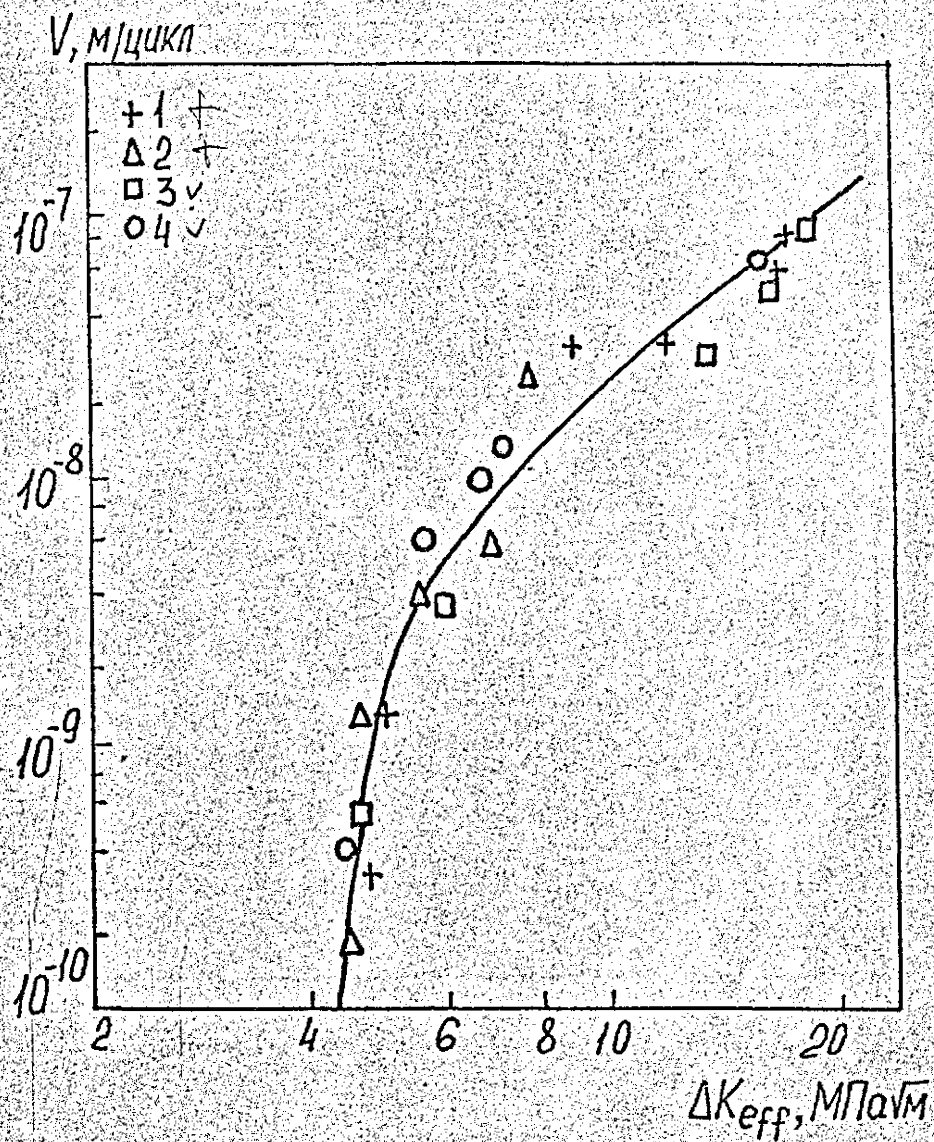


Рис. 4.37. Зависимость скорости РУТ в стали 15Х2МФА(І) от эффективного размаха КИН при 293 К, $t = 12,5 \text{ мм}$
 $\xi_a = 0$ (1); 0,3 (2); 0,45 (3); 0,7% (4);
 $\bar{N} = 0$ (1); 0,85 (2); 0,6 (3)

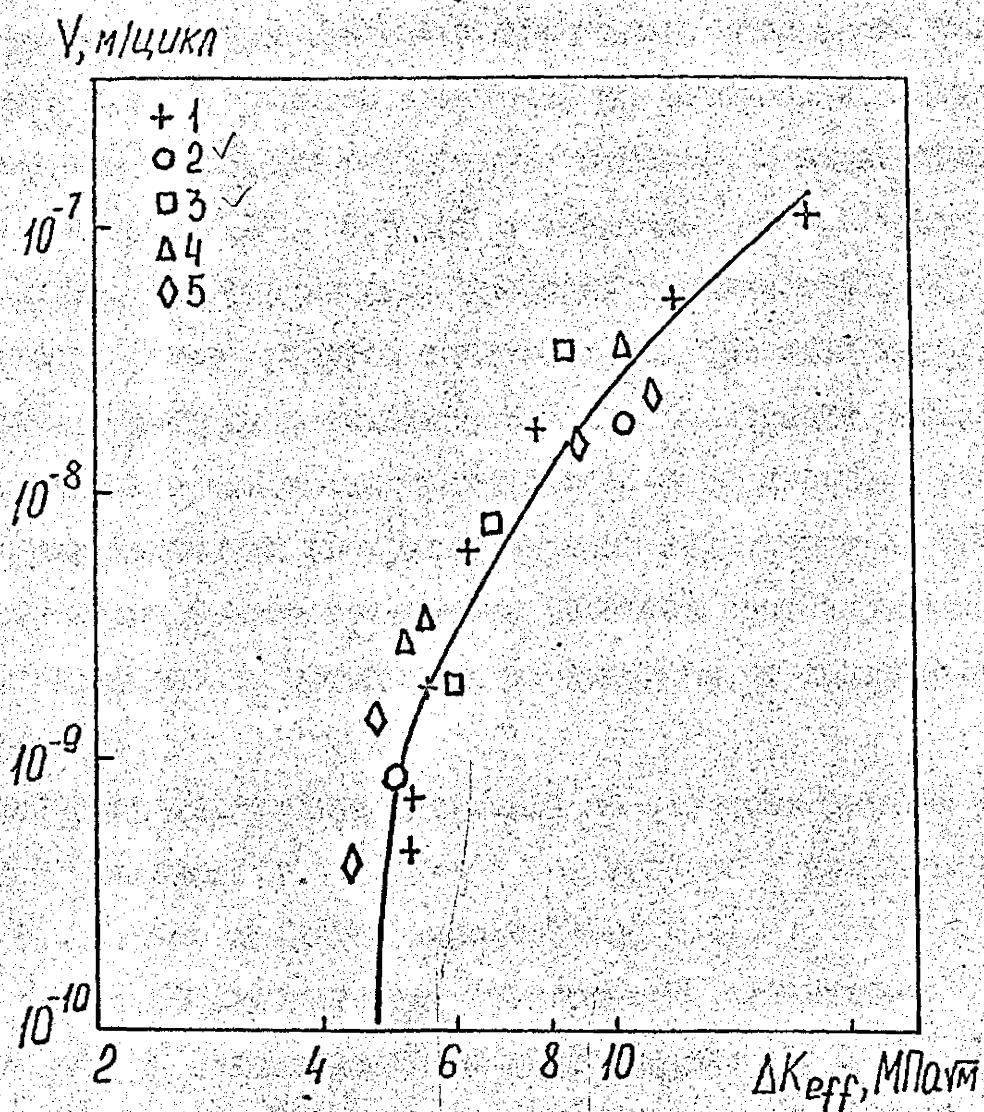


Рис. 4.38. Зависимость скорости РУТ в стали 15Х2МФА(Ш) от эффективного размаха КИН при 293 К, $t = 14$ мм, $\xi_a = 0$ (1); 0,45 (2); 0,7% (3-5); $\bar{N} = 0$ (1); 0,3 (2,3); 0,6 (4); 0,85 (5).

Выводы

1. Проведено комплексное исследование влияния предварительной однократной (растяжение) и циклической (растяжение-сжатие) пластической деформации, при отсутствии трещин, температуры (183...623 К) и асимметрии цикла нагружения ($R=0...$...0,95) на скорость роста усталостных трещин в корпусных теплоустойчивых сталях, после различной термической обработки, имитирующей радиационное охрупчивание, алюминиевом и титановом сплавах и в сварных соединениях.

✓ 2. Установлено, что ^(для сталей 15Х2МФА) предварительная пластическая деформация приводит к изменению напряженно-деформированного состояния в вершине трещины, которое определяет степень закрытия трещины, и через нее – скорость развития. Показано, что ДУР исследованных циклически упрочняющихся и циклически разупрочняющихся материалов в координатах скорость РУТ – эффективный размах КИН инвариантны относительно асимметрии цикла нагружения, уровня однократной пластической деформации, циклической наработки и амплитуды нагружения.

✓ 3. На основе полученных результатов, а также литературных данных показано, что характер влияния предварительной однократной пластической деформации на пороговый КИН существенно зависит от структуры материала. Если на стадии предварительной деформации происходит микрострескивание или образование микропор, то пороговый КИН увеличивается по сравнению с исходным. Это обусловлено затуплением вершины трещины и релаксацией напряжений. В случае, если при деформировании материала сплошность его не нарушается, то с увеличением предварительной деформации пороговый КИН уменьшается.

4. В отличие от традиционных представлений о том, что рост усталостной трещины происходит в каждом цикле нагружения

показано, что в теплоустойчивых сталях различного уровня прочности и их сварных швах, в действительности, происходит чередование инкубационного периода, в течение которого длина трещины неизменна, и периода непрерывного роста, когда ее продвижение происходит в каждом цикле. С увеличением максимального КШН цикла инкубационный период и период непрерывного роста уменьшаются.

5. На основе ^{1-д} экспериментальных исследований установлено, что в теплоустойчивых сталях в вершине трещины усталости имеет место жесткое упругопластическое деформирование. Этот вывод подтверждается тем, что в условиях постоянного размаха КШН размах раскрытия трещины в течение инкубационного периода и периода непрерывного роста трещины не зависит от числа циклов нагружения.

ГЛАВА 5. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ, ЦИКЛИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

В данной главе детально исследуется влияние предварительной однократной и циклической пластической деформации образцов без трещины на вязкость разрушения корпусных теплоустойчивых сталей при статическом, циклическом и динамическом нагружении. Предварительная деформация растяжением была как ниже, так и выше максимальной равномерной деформации. Предварительное циклическое деформирование соответствовало малоцикловой области нагружения ($N_T = 2 \cdot 10^4 \dots 5 \cdot 10^4$ циклы).

Приводятся результаты комплексного исследования влияния температурно-силовых параметров предварительного теплового нагружения компактных образцов без трещин на сопротивление хрупкому разрушению стали 15Х2МФА и сварного шва ЮХМФТ после различной термообработки, имитирующей радиационное охрупчивание в середине и конце срока эксплуатации корпуса реактора ВВЭР-440.

Установлены основные закономерности влияния асимметрии цикла нагружения на циклическую вязкость разрушения теплоустойчивой стали различной степени охрупчивания.

5.1. Влияние термической обработки, имитирующей радиационное охрупчивание, на температурные зависимости вязкости разрушения

Проведено комплексное исследование влияния охрупчивания стали 15Х2МФА, за счет термообработки, имитирующей радиационное охрупчивание материала корпуса реактора типа ВВЭР в облас-

ти активной зоны, на закономерности перехода от усталостного к хрупкому разрушению и температурные зависимости вязкости разрушения стали 15Х2МФА при статическом K_{Ic} (K_c) и циклическом K'_{fc} , K^k_{fc} нагружениях / 441 /. Закономерности перехода от стабильного к нестабильному РУТ, а также характеристики вязкости разрушения при циклическом и статическом нагружении в диапазоне температур 77...623 К исследовали при внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 25 мм (рис. 2.5) в соответствии с разработанными методами (п. 2.3).

На рис. 5.1-5.3 и в табл. 5.1 и 5.2 приведены результаты исследования влияния температуры испытаний на вязкость разрушения стали 15Х2МФА в исходном (I) и охрупченном (II) состояниях при статическом и циклическом нагружении, полученные при внецентренном растяжении образцов толщиной 25 и 50 мм. Критическое КНИ K'_{fc} , K^k_{fc} определяли при циклическом нагружении при $R \approx 0,1$ в условиях контролируемого размаха нагрузки и монотонно увеличивающегося КНИ K_{max} с увеличением длины трещины. Известно, что для циклически разупрочняющихся материалов при температуре ниже температуры вязко-хрупкого перехода критический КНИ соответствует динамической вязкости разрушения / 133, 143, 425 /.

Обнаружено (рис. 5.1), что характеристики K'_{fc} , K^k_{fc} и K_{Ic} вначале монотонно увеличивается с повышением температуры испытаний до 240...270 К для стали 15Х2МФА(I) и до 410...460 К для стали 15Х2МФА(II) а в дальнейшем не изменяются. Циклическое нагружение приводит к существенному (в 1,5...2,7 раза) снижению вязкости разрушения K'_{fc} по сравнению с параметром K_{Ic} ($K_{Ic}^{5\%}$) стали 15Х2МФА(I) при температуре ниже 260 К и стали 15Х2МФА(II) при температуре ниже 410 К. Причем, если предполагалось / 441 /, что температурные зависимости K'_{fc} , K^k_{fc} и K_{Ic} обеих сталей имеют четко выраженное нижнее плато, то дальнейшие исследования вязкости разрушения при

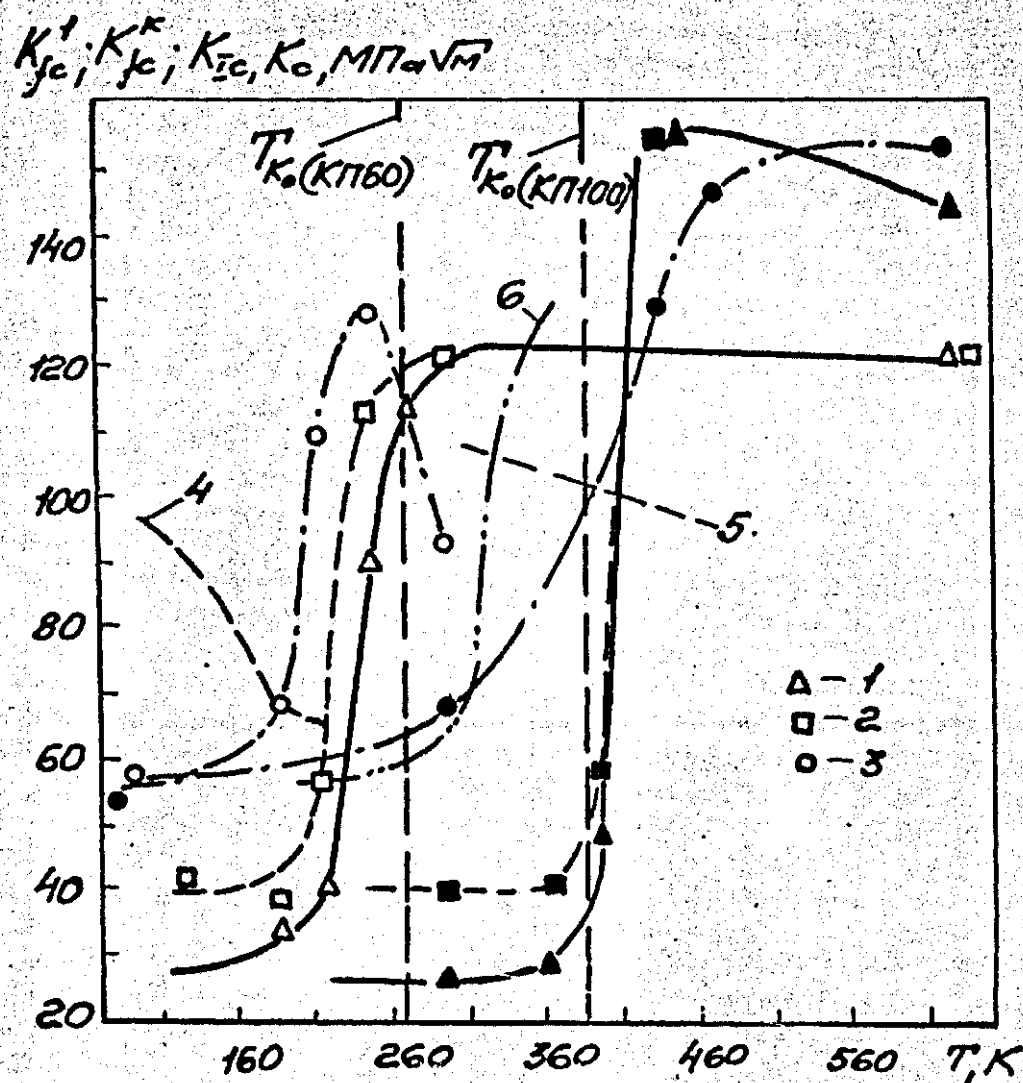


Рис. 5.1. Зависимость характеристик вязкости разрушения K_{fc}^I (1), K_{fc}^K (2), K_{Ic} (3) стали 15X2MFA(I) (светлые точки) и 15X2MFA(III) (темные) от температуры.
 4, 5 - линии ниже которых выполняется условие (I.20) - соответственно для стали 15X2MFA(I) и 15X2MFA(II);
 6 - расчетная зависимость вязкости разрушения стали 15X2MFA(III) при статическом нагружении.

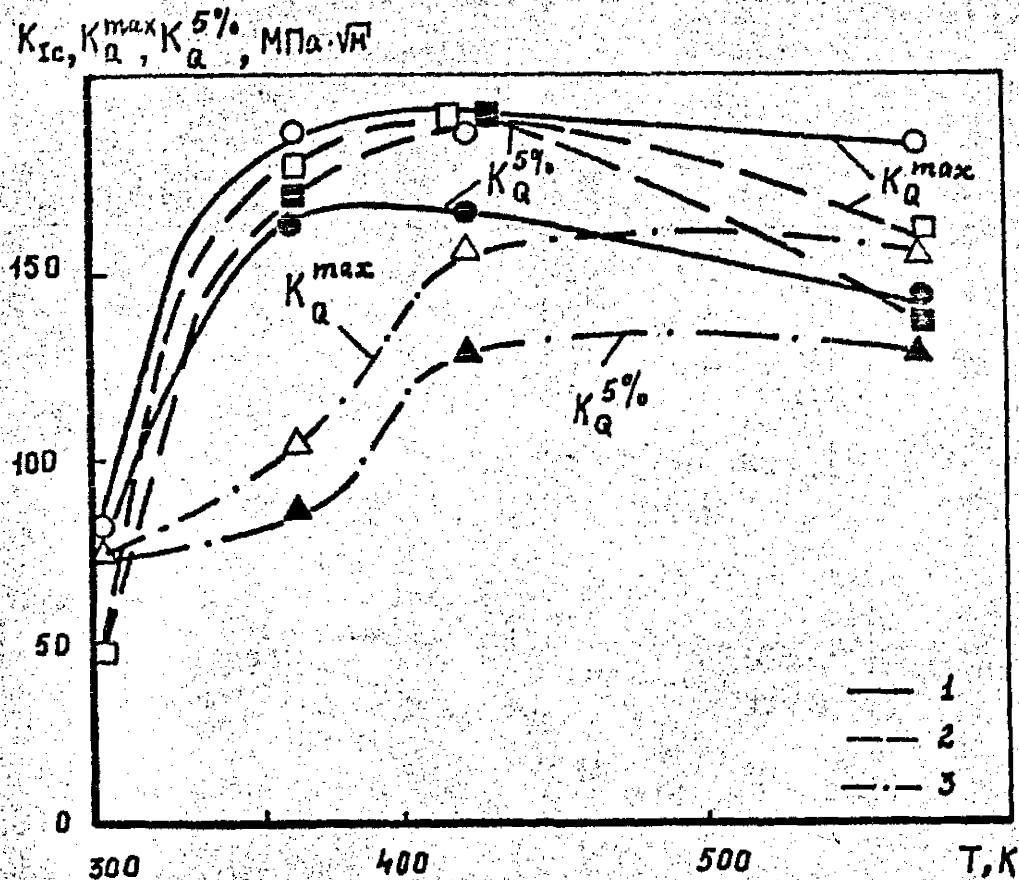


Рис. 5.2. Зависимость критических КИН K_Q^{max} (светлые точки), $K_Q^{5\%}$ (затемненные точки) стали 15X2MFA (П) (1), 15X2MFA (Ш) (2) и сварного шва Св 10XMFТ (П) (3) от температуры испытаний. $t = 50 \text{ мм}$.

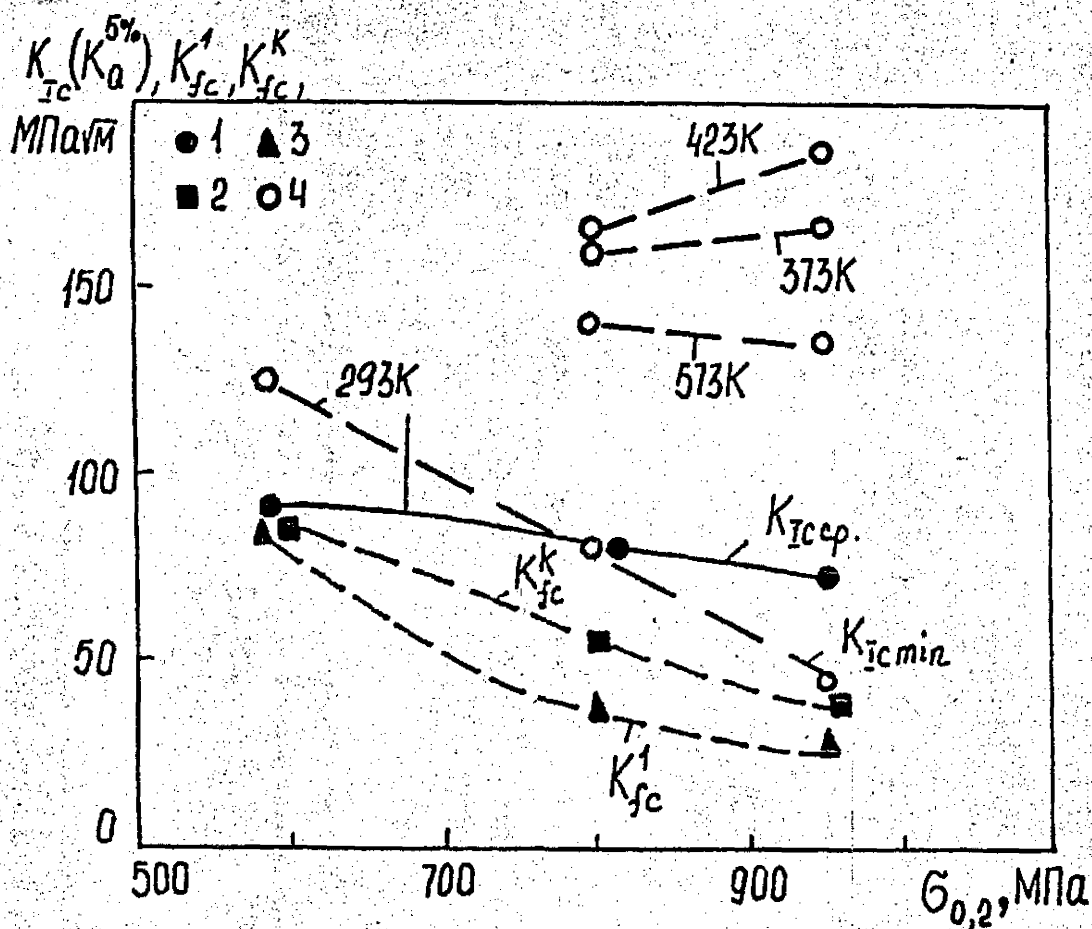


Рис. 5.3. Зависимость критического КИН $K_{IC}(K_Q^{5\%}), K_{fc}^1, K_{fc}^k$ стали 15X2MФА от условного предела текучести $t = 25$ (1-3), 50 мм (4). $K_{IC}^{сер.}$ - среднее значение, $K_{IC}^{min.}$ - минимальное значение K_{IC} полученное в соответствии с методикой (7.4).

Таблица 5.1

Средние значения характер вязкости разрушения
сталей и сварных швов ($\sigma = 25 \text{ МПа}$)

R	Материал	T, K	K_{fc}^I МПа $\sqrt{м}$	K_{fc}^K МПа $\sqrt{м}$	$K_Q^{5\%}$ МПа $\sqrt{м}$	K_Q^{max} МПа $\sqrt{м}$	K_{IC} МПа $\sqrt{м}$	$K_I \leq$ $\sigma_{02} \sqrt{0,4t}$	$\frac{K_{IC}}{K_{fc}^I}$	Вид диаграммы P-V
I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
-	15X2M2A(I)	93	-	-	-	56,4	56,4	97,3	-	линейная
0,1		123	27,3	32,9	-	49,5	49,5	87,1	1,81	"
0,1		183	33,9	39,2	68	78,0	68	69,6	2,05	нелинейная
0,1		213	40,1	57,2	109	127	109	67,4	2,71	"
0,1		243	90	113	128	133	128	64,7	1,42	"
0,1		293	121	121	93	137	93	58,4	0,76	"
0,5		"	-	-	-	-	-	-	-	-
0,75		"	103	103	-	-	-	-	-	-
0,95		"	105	105	-	-	-	-	-	-
0,1		623	120,8	120,8	-	-	-	54,5	-	-
-	15X2M2A(III)	77	-	-	-	53,7	53,7	110	-	линейная
0,1		293	27,1	40	-	65,3	65,3	-	2,49	линейная
0,6		293	28,2	-	-	-	-	-	-	-
0,8		293	28,0	-	-	-	-	-	-	-
0,9		363	29,1	41,0	-	-	-	104	-	-
0,9		363	48,9	57,6	-	103	103	-	2,10	линейная

Продолжение табл. 5.1

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
0,1	ISX2MBA(III)	433	157	157	129	185	129	-	0,82	нелинейная
0,1		473	150	150	146	254	146	96,0	0,97	"
0,1		623	126	126	152	178	152	88,0	1,20	"
0,75		"	125	-	-	-	-	-	-	-
0,1	ISX2MBA(II)	293	37	55,4	-	81,0	81,0			линейная
0,7		293	37	-	-	-	-			-
-	Сварной шов	93	-	-	-	40,5	40,5	-	-	линейная
-	Св IOXMET(I)	103	3	-	-	42	42	-	-	"
-		173	-	-	-	46	46	-	-	"
-		223	-	-	-	60	60	-	-	"
-		273	-	-	-	75,4	75,4	-	-	"
0,1		293	104	104	-	93,8	93,8	42,2	0,902	нелинейная
0,75		"	104	104	-	-	-	-	-	-
-		323			90,1	148	-	-	-	Нелинейная
-		343				145	-	-	-	"
-		363			74,5	136	-	-	-	"
0,1	Сварной шов	293	35,7	62	-	61,3	61,3			линейная
0,75	Св IOXMET(III)		36,6	-	-	-	-	-	-	-

1	2	3	4	5	6	7
0,1	Сталь	123	28,5	33,4	-	40,6
0,1	15X2M0A-A	183	32,6	45,4	-	55,7
0,1		243	115	115	94,6	146
0,1		293	120	120	90,0	149

Продолжение табл. 5.1

8	9	10	11
40,6	92,3	1,42	линейная
55,7	68,9	1,44	"
-	61,6	1,27	нелинейная
-	55,4	1,24	"

III

Таблица 5.2

Характеристики вязкости разрушения материалов
при статическом нагружении ($t = 50 \text{ мм}$)[±]

Материал	T, К	$K_Q^{5\%}$ МПа√м	K_Q^{max} МПа√м	K_{IC} МПа√м	Вид диаграммы P-V	$\frac{P_Q^{max}}{P_Q^{5\%}}$
Сталь	293	-	81,3	81,3	линейная	-
15Х2МФА(П)	373	160	186	-	нелинейная	1,16
	423	164	188	-	"	1,14
	573	140	173	-	"	1,23
Сталь	293	-	47	47	линейная	-
15Х2МФА(Ш)	373	168	172	168	нелинейная	1,03
	423	188	190	188	"	1,01
	573	135	160	-	"-с	1,18
Сварной шов	293	-	75	75	линейная	-
Св 10ХМФТ(П)	373	84,8	102	-	нелинейная	1,20
	423	127	156	-	"	1,23
	573	129	156	-	"	1,21

[±] Характеристики статической трещиностойкости соответствуют минимальным значениям (п. 6.5)

температура 123 К показали, что нижнее плато у этих сталей отсутствует (рис. 5.1). Охрупчивание стали вследствие термообработки приводит к сдвигу температурной зависимости величин K_{fc}^I , K_{fc}^K , K_{Ic} в сторону высоких температур примерно на 165...180 К. Причем температурные кривые K_{fc}^I и K_{fc}^K сдвигаются эквидистантно, а угол наклона температурной зависимости K_{Ic} к оси абсцисс уменьшается при переходе от стали 15Х2МФА(I) к стали 15Х2МФА(III). Следует отметить, что охрупчивание за счет снижения температуры отпуска мало влияет на нижнее плато температурных зависимостей всех характеристик вязкости разрушения, а уровень верхнего плато увеличивается.

Важным представляется также сравнение сдвига температуры вязко-хрупкого перехода, определяемого различными методами, со сдвигом температурных зависимостей характеристик вязкости разрушения K_{fc}^I , K_{fc}^K , K_{Ic} . Температуру вязко-хрупкого перехода получали по результатам ударных испытаний образцов с надрезом сечением 10x10 мм (ГОСТ 9467-60) (рис. 5.1) вертикальные линии), а также по методу / 460 /, где в качестве $T_{ко}$ принимали максимальную температуру при которой выполнялось условие плоской деформации (I.20).

Сдвиг температуры хрупкости $T_{пдсK_{Ic}}$ определенный через K_{Ic} составляет 210 К, через K_{fc}^I - 194 К, что несколько больше сдвига температурных зависимостей K_{fc}^I , K_{fc}^K , K_{Ic} (рис. 5.1, табл. 5.2, а).

Вместе с тем, сдвиг температуры хрупкости стали 15Х2МФА, вследствие термообработки имитирующей радиационное охрупчивание, определяемый по результатам ударных испытаний образцов $\Delta T_{ко} = 120$ К и близкий к расчетному сдвигу от нейтронного облучения ΔT_F (при флюенсе $F = 2,42 \cdot 10^{20}$ нейтр/см²), в области повышенных температур ($T > 320$ К)

Таблица 5.2,а
Температура хрупкости стали 15Х2МФА(І)
и 15Х2МФА(ІІІ), К

Способ охрупчивания	Определяемая характерис- тика	15Х2МФА(І)	15Х2МФА(ІІІ)	$\Delta T_{ко}, K$
Термическая обработка	$T_{ко}$	273	393	120
	$T_{пдс K_{1c}}$	185	395	210
	$T_{пдс K_{fc}}$	220	414	194
	$T_{пдс K_{fc}^*}$	216	410	194
	$\Delta T_{K_{1c}}$	—	—	165
	$\Delta T_{K_{fc}}$	—	—	175
	$\Delta T_{K_{fc}^*}$	—	—	180

существенно меньше действительного сдвига температурных зависимостей характеристик вязкости разрушения при статическом, циклическом и динамическом нагружениях. В области более низких температур ($T < 320$ К) сдвиг температуры хрупкости стали 15Х2МФА(III), рассчитываемый по ударным испытаниям и сдвиг температурной зависимости вязкости разрушения при статическом нагружении совпадают.

Тот факт, что смещение температурной зависимости K_{fc}^I , K_{fc}^K K_{Ic} опережает сдвиг температуры хрупкости, определяемой по ударным испытаниям, необходимо учитывать при расчетах на хрупкую прочность ответственных конструкций, к которым относятся корпуса ВВЭР.

Увеличение температуры испытаний от 293 до 423 К приводит к увеличению критических КИН K_a^{max} , $K_a^{5\%}$ стали 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III) и сварного шва 02 10ХМТ(II), полученных при внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 50 мм (рис. 5.2). Дальнейшее повышение температуры до 623 К практически не влияет на указанные характеристики для сварного шва и уменьшает их для обеих сталей. При этом в диапазоне температур 293...623 К сталь 15Х2МФА(III) имеет наибольшее сопротивление хрупкому и вязкому разрушению.

Увеличение предела текучести (от 584 до 954 МПа стали 15Х2МФА, обусловленное увеличением длительности отпуска, приводит к существенному снижению характеристик вязкости разрушения, при статическом K_{Ic} (K_c) и циклическом K_{fc}^I , K_{fc}^K нагружениях (рис. 5.3), при температуре 293 К.

Однако, при высоких температурах (373 и 423 К сталь 15Х2МФА(III) имеет более высокое сопротивление разрушению по сравнению со сталью 15Х2МФА(II).

В условиях комнатной температуры увеличение толщины образца от 25 до 50 мм повышает критический КИН $K_a^{5\%}$ стали

15Х2МФА(І) ($\sigma_{0.2} = 584$ МПа) (рис. 5.3).

По мере увеличения прочности стали влияние толщины образца на K_{Ic} уменьшается, а при значениях $\sigma_{0.2} \geq 800$ МПа K_{Ic} полученное на образцах толщиной 25 и 50 мм практически совпадает.

Различие K_{Ic} для стали 15Х2МФА(ІІІ) ($\sigma_{0.2} = 954$ МПа), которое определяли на образцах разной толщины обусловлено тем, что для толщины 25 мм (рис. 5.3) приведено среднее значение $K_{Ic} = 65,3$ МПа $\sqrt{м}$ (при минимальном значении 40,9 МПа $\sqrt{м}$ и максимальном 82 МПа $\sqrt{м}$), а для толщины 50 мм приведено минимальное значение, которое определяли по предложенной методике

Таким образом, значение K_{Ic} стали 15Х2МФА(ІІІ), полученное при толщине образцов 50 мм, примерно совпадает с нижней границей полосы разброса вязкости разрушения для толщины 25 мм.

5.2. Трещиностойкость различных участков сварного соединения

Были проведены сравнительные исследования влияния температуры (93...363 К) на характеристики вязкости разрушения основного металла (стали 15Х2МФА(І)) и ее сварного шва 10ХМФТ(І) при статическом K_{Ic} (K_c), циклическом K_{Ic}^I и динамическом K_{Ic}^K нагружении. Полученные данные (рис. 5.4 и табл. 5.1) свидетельствуют, что температурные зависимости критического КИН $K_q^{5\%}$ основного металла 15Х2МФА(І) и сварного шва имеют куполообразный вид с максимумами при 243 и 293 К соответственно. Повышение температуры испытаний от 93 до 243 К приводит к увеличению критических КИН ($K_q^{5\%}$ и K_q^{max}) стали 15Х2МФА(І). При этом условии плоской деформации для стали 15Х2МФА(І) выполняется до температуры примерно 140 К по вы-

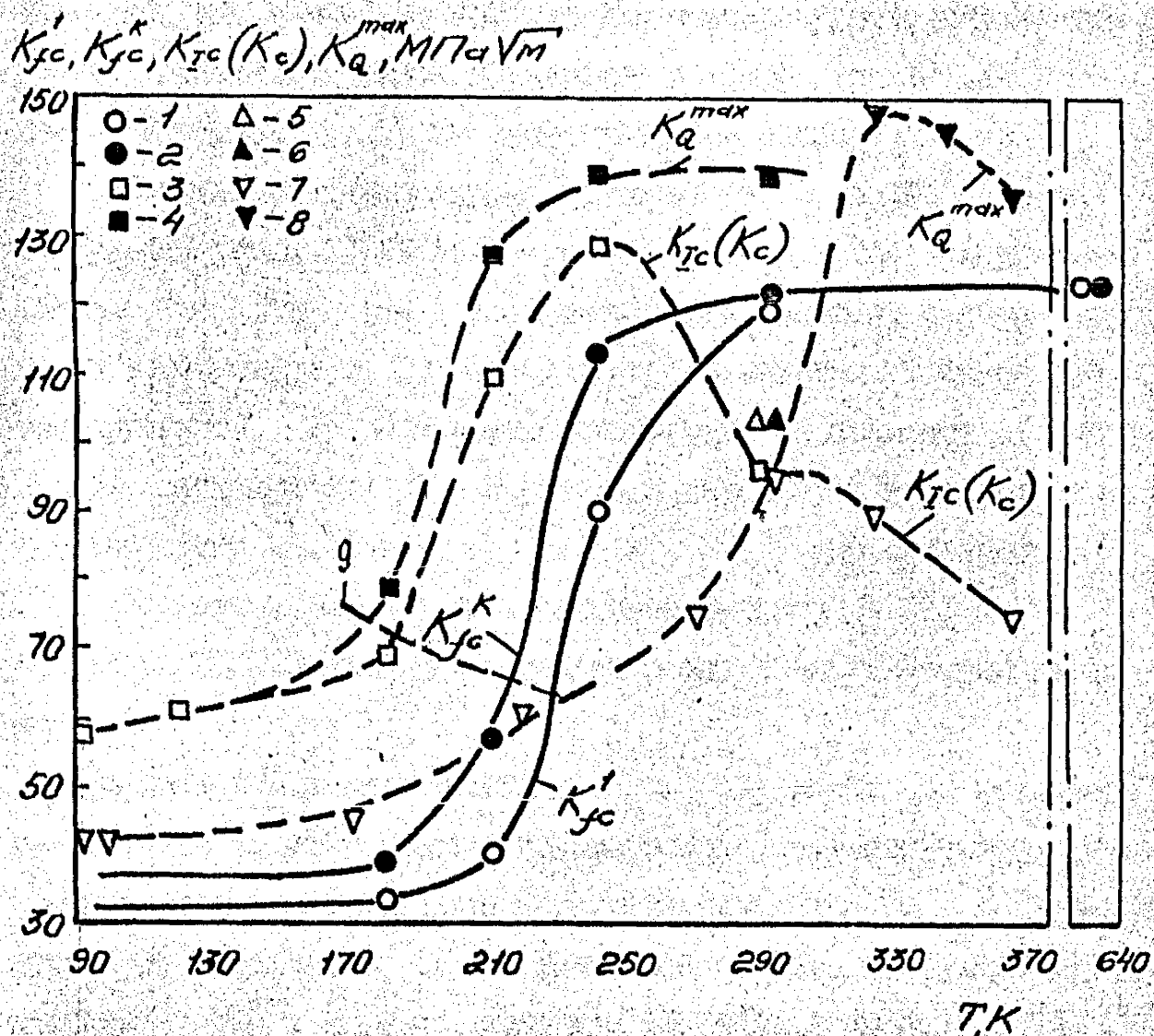


Рис. 5.4. Зависимость критических КИН стали 15X2MFA(I) - I-4 и сварного шва 10XMPF(I) - 5-8).
 K_{fc}^I - (1,5); K_{fc}^K (2,6); $K_{fc}(K_c)$ (3,7); K_q^{max} (4,8);
 9 - линия ниже которой выполняется условие (1.20) для стали 15X2MFA(I).

ду диаграмм $P-V$ (табл. 5.1) и до температуры 180 К по критерию $t \geq 2,5 (K_{Ic} / \sigma_{0.2})^2$. Для сварного шва IOXIMT(I) диаграмма линейна вплоть до температуры 273 К, а в условиях температуры 293 К при разрушении образцов в одних случаях линейная, в других — нелинейная. Поскольку данные о температурном изменении предела текучести сварного шва отсутствуют, проанализировать выполнение условий плоской деформации по критерию (1.20) не представлялось возможным.

С повышением температуры испытаний от 93 до 293 К критические КИН стали 15Х2МФА(1) при циклическом K'_{fc} и динамическом K''_{fc} нагружении монотонно увеличиваются, а затем при росте температуры до 623 К остаются неизменными. В диапазоне температур 93...260 К цикличность нагружения приводит к существенному снижению (в 1,5 – 2 раза) характеристик вязкости разрушения стали 15Х2МФА(1) K'_{fc} и K''_{fc} по сравнению с K_{Ic} . При дальнейшем повышении температуры до 293 К для стали 15Х2МФА(1) и металла сварного шва IOXIMT(I) становится ниже, чем K'_{fc} .

Поскольку характеристики вязкости разрушения при циклическом нагружении рассчитывали по наибольшему значению нагрузки в цикле, целесообразно было характеристики K'_{fc} и K''_{fc} сравнивать со значениями K_a^{max} (точки 4,8 на рис. 5.4). При 293 К значения K_a^{max} остаются выше для 15Х2МФА(1) на 20 МПа $\sqrt{м}$, а сварного шва IOXIMT(I) ниже на 10 МПа $\sqrt{м}$ по сравнению с критическими КИН K'_{fc} и K''_{fc} . Во всем исследованном диапазоне температур сварной шов имеет существенно более низкое сопротивление хрупкому разрушению при статическом нагружении по сравнению со сталью 15Х2МФА(1). При изменении температуры от 93 до 243 К отношение вязкости разрушения $K_{Ic}(K_c)$ сталей 15Х2МФА(1) и IOXIMT(I) увеличивается от 1,5 до 2 раз. Только при 293 К критические КИН основного металла и сварного шва

меньше, чем в стали 15Х2МФА(1).

Исследование характеристик вязкости разрушения различных участков сварного соединения титанового сплава типа BT6C проводили при внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 25 мм и 20 мм (рис. 4.12) при 293 К. Образцы из основного металла разрушались без видимого подрастания трещины, излом образца имеет ямочный характер, с неразвитыми губами среза, без существенной боковой усадки. В отличие от основного металла в металле сварного шва и зоне термического влияния при нагрузках, соответствующих восходящему участку диаграммы, происходило вязкое подрастание трещины. В этом случае фиксировали нагрузку, отвечающую страгиванию трещины на поверхности образца P_c , которая примерно соответствует нагрузке $P_q^{5\%}$, определяемой из диаграммы $P-V$ по 5%-ной секущей. Ускоренный рост трещины начинался при нагрузке $P \approx P_{max}$. Поверхность разрушения образца из металла зоны термического влияния по макроскопическим признакам более близка к излому образцов из основного металла. Анализ выполнения условий плоской деформации по критерию (1.20) показал, что при толщине образца 25 мм этот критерий формально соблюдается только для основного металла. Для металла сварного шва и зоны термического влияния такое условие не соблюдается.

Из сравнения критических КИН при статическом K_a^{max} и циклическом K_{fc}^I , K_{fc}^K нагружении различных участков сварного соединения сплава BT6C (рис. 5.5) следует, что указанные характеристики для основного металла совпадают, для металла сварного шва и зоны термического влияния величина K_a^{max} выше, чем K_{fc}^K , а для основного металла и металла сварного шва значения K_{fc}^I и K_{fc}^K отличаются незначительно. / 437 /.

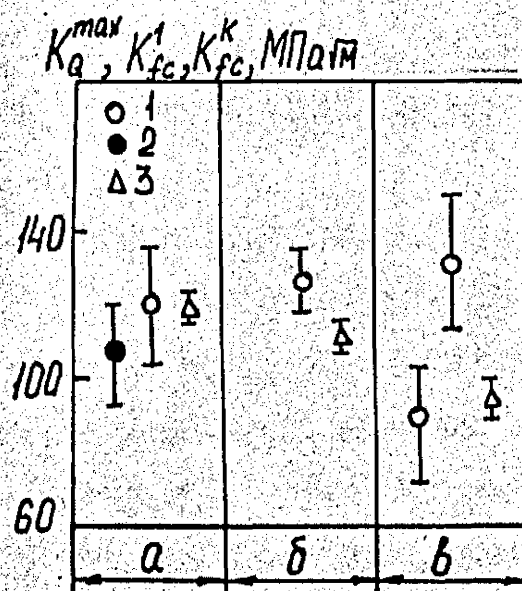


Рис. 5.5. Сопоставление критических КИН различных участков сварного соединения титанового сплава типа BT6C при 293 К.

а - основной металл, б - металл зоны термического влияния; в - металл сварного шва;

1 - K_a^{max} , 2 - K_{fc}^I , 3 - K_{fc}^K ;

1, 2 - толщина 25 мм, 3 - толщина 20 мм.

5.3. Влияние асимметрии цикла нагружения

Рассматриваются вопросы влияния асимметрии цикла нагружения на циклическую вязкость разрушения корпусной теплоустойчивой стали 15Х2МФА трех уровней прочности - I, II и III (табл. 3.1) / 404¹⁸⁷ /.

Известно, что проведение испытаний на циклическую трещиностойкость при больших ($R \gg 0$) значениях коэффициента асимметрии цикла нагружения связано с их большой продолжительностью. Для стали 15Х2МФА(II) и 15Х2МФА(III) при $R = 0,1$ максимальная циклическая вязкость разрушения K_{fc}' ниже вязкости разрушения при статическом нагружении (рис. 5.1).

Однако, при $R = 1$ (случай статического нагружения) вязкость разрушения K_{fc} и K_{fc}' примерно будут совпадать / III¹⁸³ /.
 Весьма важной для прогнозирования предельного состояния конструкции при циклическом нагружении по критерию хрупкой прочности является информация о зависимости $K_{fc} = f(R)$ в диапазоне $0 < R < 1$. Чтобы определить значение коэффициента асимметрии цикла R_k при котором начинает увеличиваться K_{fc}' по сравнению с K_{fc}' при $R = 0$ были проведены испытания по схеме, представленной на рис. 5.6. На стадии I (начальное $R = 0,1$) испытания проводили при постоянном значении K_{max} и ступенчатой уменьшающемся (не более чем на 5%) размахе КИН и, следовательно, увеличивающемся коэффициенте асимметрии цикла нагружения. В конце стадии I $\Delta K = \Delta K^K = \Delta K_{th1}$, где ΔK_{th1} размах порогового КИН при асимметрии цикла R_1 , соответствующей последней ступени нагружения на стадии I. После этого увеличивали значение K_{max} до уровня K_{max2} и испытания на стадии 2 проводили при $K_{max} = K_{max2} = const$ и уменьшающемся размахе ΔK от $\Delta K_2^H = \Delta K_{th1}$ до $\Delta K_2^K = \Delta K_{th2}$.
 Где ΔK_{th2} - размах порогового КИН при значении R_2 , соответствующем последней ступени нагружения на ста-

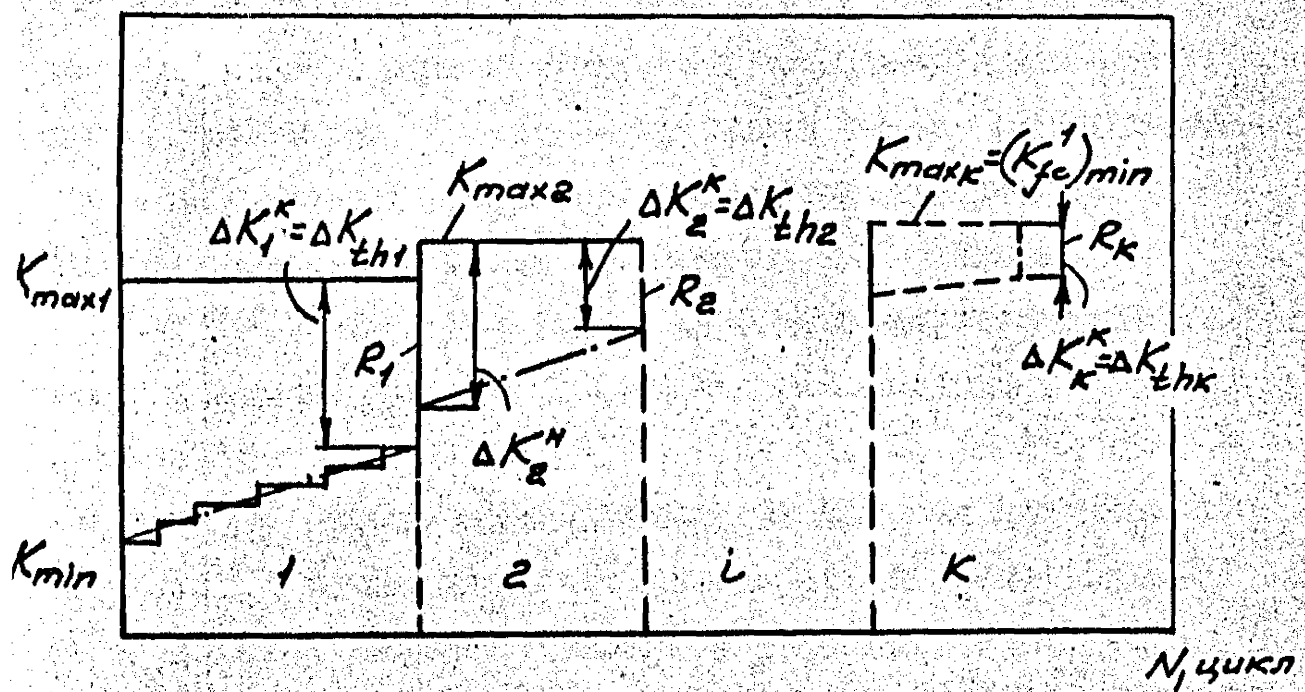


Рис. 5.6. Схема нагружения образца с трещиной при определении критического коэффициента асимметрии цикла нагружения.

дин 2.

Указанную процедуру повторяют до тех пор, пока на стадии k (при $K_{max} = K_{fc}^1$) размах ΔK не достигнет порогового значения ΔK_{th} , соответствующего коэффициенту асимметрии цикла R_k .

На рис. 5.7 приведены результаты исследований по указанной схеме двух образцов из стали 15Х2МФА(III) при 293 К. Начальное значение $R = 0,6$ для первого образца (рис. 5.7а) и 0,81 для второго образца (рис. 5.7,б). Стрелками на рисунке указана последовательность процесса увеличения коэффициента асимметрии цикла (уменьшения ΔK). Звездочками отмечены экспериментальные точки, соответствующие хрупким скачкам трещины. Скачки трещины в стали 15Х2МФА(III) происходили при значениях

$\Delta K < 4 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ и $R = 0,88 \dots 0,93$. Для сокращения длительности испытаний при $R < 0,88$ нагружение образца проводили при значениях $K_{max} < K_{fc}^1 \approx 28 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$, поэтому нестационарного РУТ при указанных асимметриях цикла не происходило. Из рис. 4.15 также видно, что хрупкие скачки трещины имеют место даже при скорости стабильного развития трещины

$\dot{U} \leq 10^{-10} \text{ м/цикл}$, т.е. в околопороговой области ДУР. Как уже отмечалось выше (п. 4.3) зависимость скорости РУТ от K_{max} в этом случае трансформируется в точку (рис. 4.15).

Для стали 15Х2МФА(I) (рис. 4.17) увеличение R от 0,1 до 0,95 не влияет на критический КИН $K_{fc}^1 = K_{fc}^K$, который равен критическому КИН при статическом нагружении K_a^{max} .

В отличие от стали 15Х2МФА(I) вязкость разрушения стали 15Х2МФА(II) и 15Х2МФА(III) K_{fc}^1 постоянна только в диапазоне соответственно $R = 0,1 \dots 0,9$ и $R = 0,1 \dots 0,87$. Дальнейшее увеличение R до 0,95 приводит к росту K_{fc}^1 . При экстраполяции зависимости $K_{fc}^1 - R$ на более высокую асимметрию цикла видно, что при $R = 0,97$ величина K_{fc}^1

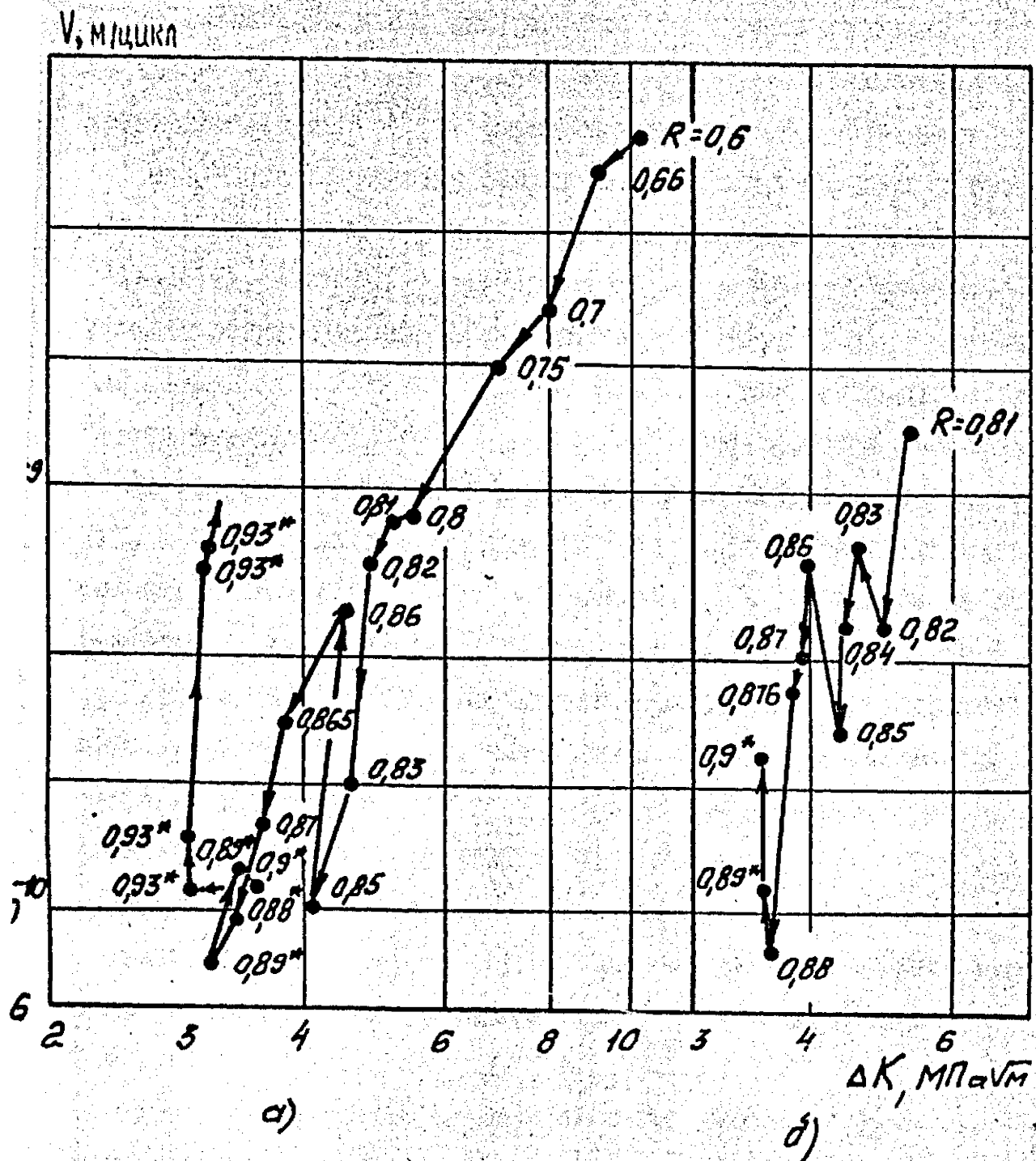


Рис. 5.7. Зависимость скорости РУТ от размаха КИН для стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К.

а - $\bar{l}_0 = 0,340$; б - $\bar{l}_0 = 0,346$.

стали 15Х2МФА(II) и 15Х2МФА(III) практически совпадает с критическим КИН K_{Ic} . Следует отметить также, что для материалов, в которых соотношение $K_{fc}' < K_{Ic} < 1$ существует критическое значение асимметрии цикла нагружения R_k ниже которого R не влияет на K_{fc}' . Причем при $R \geq R_k$ циклическая вязкость разрушения K_{fc}' равна пороговому КИН K_{th} (рис. 4.17).

На основе полученных результатов экспериментальных исследований циклической трещиностойкости сталей 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III) предложен подход к прогнозированию влияния асимметрии цикла на критический КИН K_{fc}' в случае, когда $K_{fc}' < K_{Ic}$ / 404 /. Для этого необходимо определить значение K_{fc}' для 2-3-х коэффициентов асимметрии цикла нагружения и соответствующую им критическую скорость R_{UT} , а также вязкость разрушения K_{Ic} . Указанные значения наносятся на график $K_{fc}' - R$ (рис. 5,8,а). Затем строим зависимость $Lg \dot{U}_k - Lg(1-R^2)$ (рис. 5,8,б) и экстраполируя ее на $\dot{U}_k = 10^{-10}$ м/мин определяем критический коэффициент асимметрии цикла R_k , ниже которого R не влияет на вязкость разрушения K_{fc}' . Определив значение R_k , соответствующее точке перелома на зависимости $K_{fc}' - R$ и соединив т. А ($R_k ; K_{fc}'$) на графике $K_{fc}' - R$ с точкой В ($1 ; K_{Ic}$) прямой линией получаем зависимость циклической вязкости разрушения от R в диапазоне $R = 0,1 \dots 1$.

Указанная методика прогнозирования позволяет существенно ускорить построение зависимости циклической вязкости разрушения от коэффициента асимметрии цикла, поскольку отпадает необходимость в длительных испытаниях по определению K_{fc}' при больших коэффициентах асимметрии цикла.

Следует отметить также, что указанная методика применима только для циклически разупрочняющихся материалов, для которых

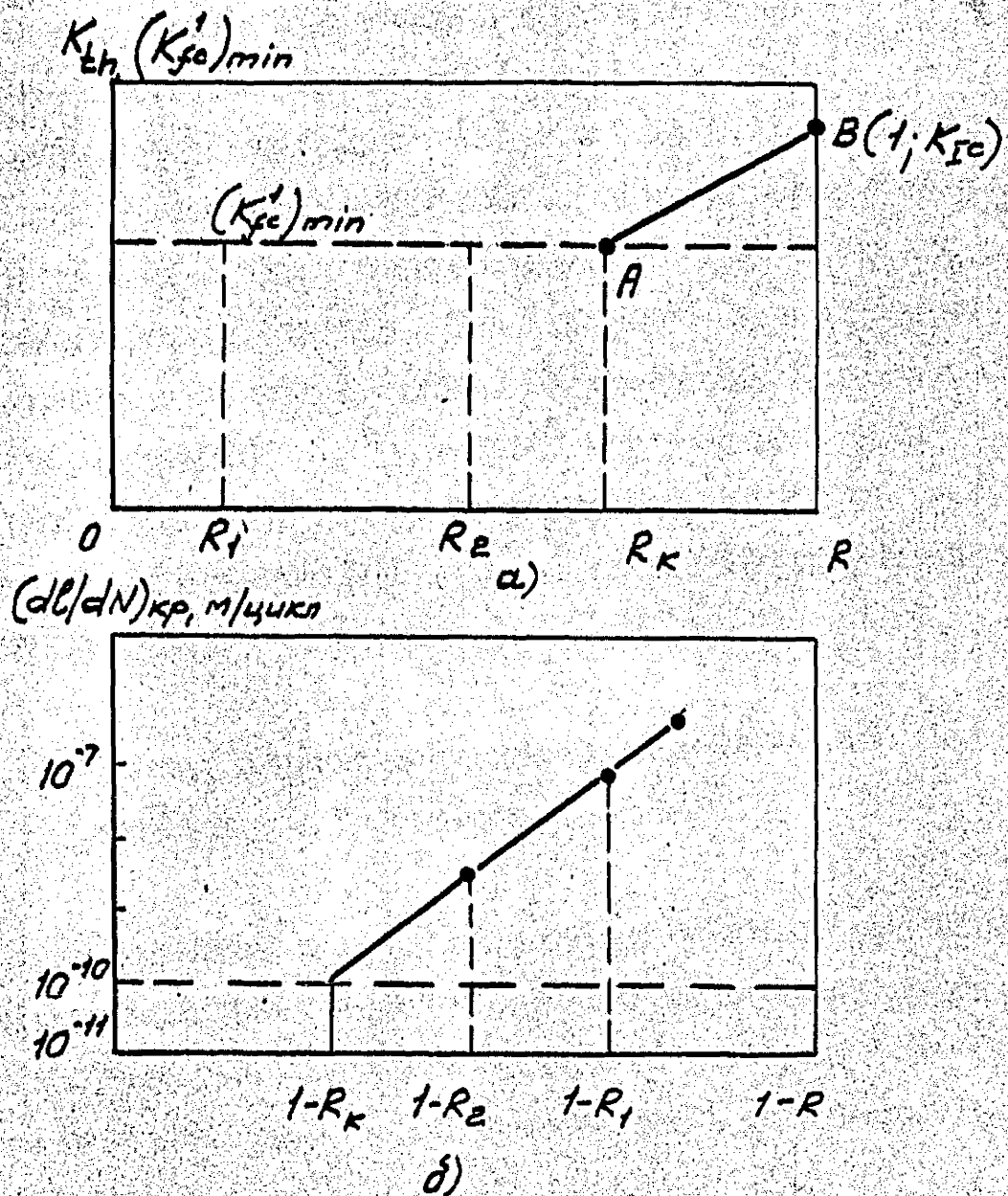


Рис. 5.8. Схема ускоренного определения зависимости $(K'_{fc})_{min} - R$.

имеет место снижение циклической вязкости разрушения по сравнению с K_{Jc} / 136 /.

Для стали 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III) и сварного шва Св 10ХНПТ(II) увеличение асимметрии цикла нагружения ($R > 0$) приводит к существенному сдвигу зависимостей критического КИИ $K_{Jc}^L = f(\Delta N_i)$ в сторону больших долговечностей (рис. 5.9).

Так например, при увеличении R от 0,1 до 0,85 число циклов до хрупкого скачка в стали 15Х2МФА(III) увеличивается примерно на 3 порядка. Из анализа результатов (рис. 5.9) также следует, что число циклов нагружения ΔN_i до I-го скачка трещины уменьшается с увеличением степени охрупчивания. Например, если для стали 15Х2МФА(II) $\Delta N_i = 2 \cdot 10^5$ цикл, то для стали 15Х2МФА(III) число циклов нагружения для получения I-го (при минимальном критическом КИИ K_{Jc}^I) скачка трещины составляет всего $2 \cdot 10^3$ цикл.

5.4. Влияние однократной предварительной пластической деформации

В данном разделе приводятся результаты исследования влияния однократной пластической деформации растяжением на характеристики вязкости разрушения теплоустойчивой стали и критического раскрытия трещины при статическом и циклическом нагружении. / 461 /.

Характеристики вязкости разрушения при статическом $K_{Ic}(K_c)$ и циклическом K_{Jc}^I , K_{Jc}^K нагружениях, а также критическое раскрытие вершины трещины δ_c , δ_{Jc}^I , δ_{Jc}^K исследовали при одноосном растяжении пластин с боковым надрезом толщиной 12,5 и 14 мм (рис. 2.6,6) и внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 12,5 мм (рис. 2.5). Детально методика исследования сопротивления хрупкому разрушению изложена в

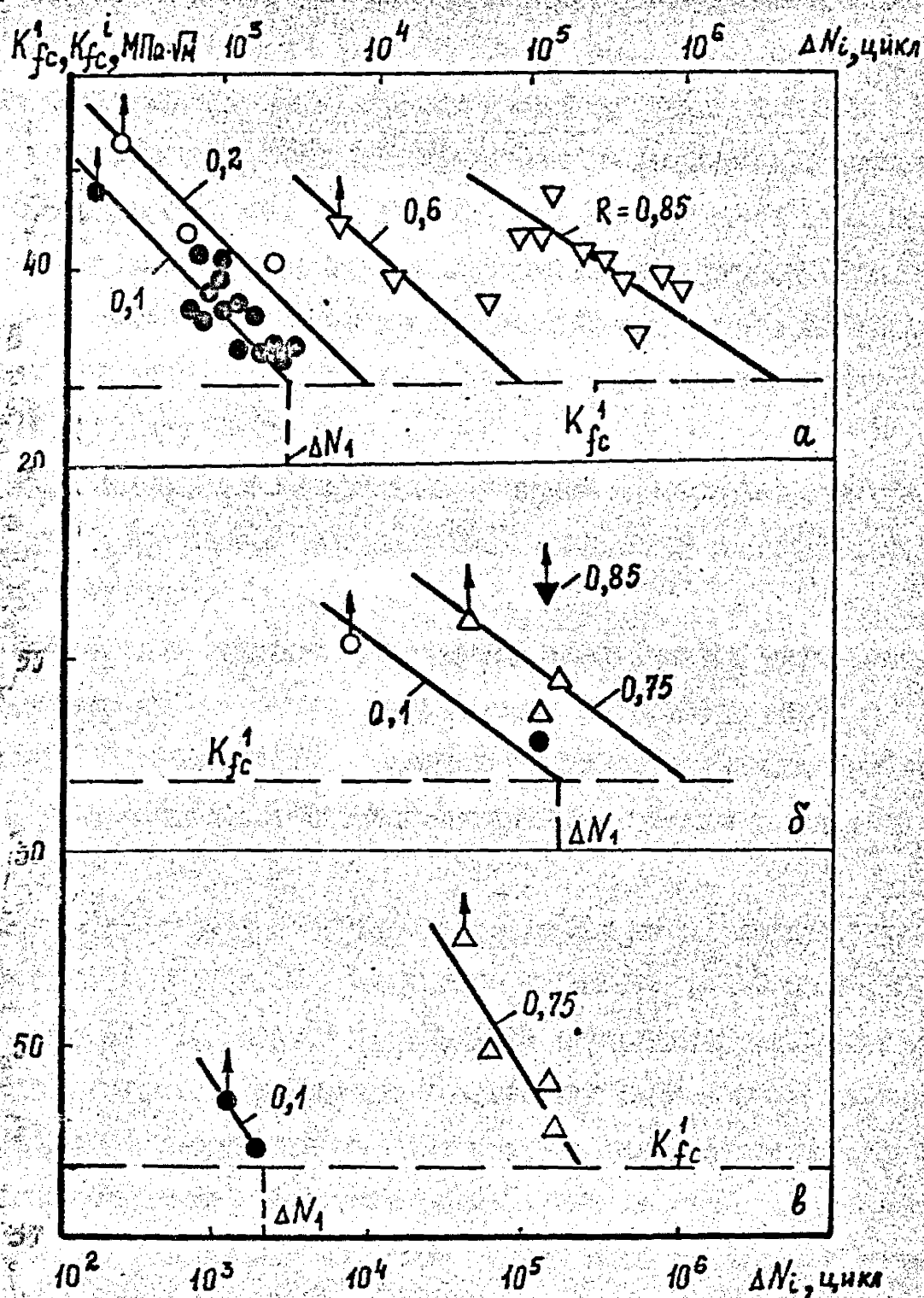


Рис. 5.9. Влияние уровня нагружения на число циклов до скачка трещины.

I5X2M3A(III) – а; I5X2M3A(II) – б; Св IOXMOY(II) – в;
 точки со стрелками соответствуют полному разрушению образца.

п. 2.2, 2.3 и 2.6.

Предварительному растяжению подвергали гладкие пластины сечением рабочей части 14×50 и 18×30 (рис. 2.29), из которых после этого изготовляли образцы с односторонним боковым надрезом. Компактные образцы изготавливали из разрушенных половинок образцов сечением $12,5 \times 45$ мм, при этом тредина была перпендикулярна направлению предварительной деформации. Для изготовления компактных образцов использовались только те разрушенные пластины, при испытании которых уровень нетто-напряжений не превышал $0,4\sigma_{02}$.

Предварительное нагружение, а также испытания на вязкость разрушения проводили на электрогидравлической испытательной машине Гидропульс 400 кН.

Исследовали влияние однократной пластической деформации растяжением на сопротивление хрупкому разрушению сталей $15Х2МФА(I)$ и $15Х2МФА(III)$. Характеристики механических свойств сталей после предварительного нагружения приведены на рис. 3.21, 3.22.

Предварительное деформирование образцов из обеих сталей осуществляли при 293 К, разрушение образцов из стали $15Х2МФА(I)$ при 123 и 183 К, из стали $15Х2МФА(III)$ в условиях комнатной температуры. Вязкое подрастание трещины при определении статической вязкости разрушения во всех случаях отсутствовало. Вид диаграммы нагрузка – перемещение по линии действия силы при статическом разрушении образцов указан в табл. 5.3. Здесь также приведены режимы испытаний, толщина образцов и характеристики трещиностойкости при статическом и циклическом нагружении.

Предварительная пластическая деформация неоднозначно влияет на характеристики статической и циклической трещиностойкости как стали $15Х2МФА(I)$, так и стали $15Х2МФА(III)$ (рис. 5.10).

Таблица 5.3

Характеристики вязкости разрушения стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III)
при различной предварительной пластической деформации

Сталь	e_{np}	$t, \text{мм}$	T, K	K_{fc}^I	K_{fc}^K	$K_{Ic}(K_c)$	S_{fc}^I	S_{fc}^K	S_c	Вид диаграммы $P - V$
				$\text{МПа}\sqrt{M}$			МПа			
15Х2МФА (I)	0	12,0	123	27,3	32,9	74,8	1,9	2,7	15,0	нелинейная
	0,02	—	123	22,5	25,3	30,2	—	—	1,3	линейная
	0,05	—	183	42,0	63,8	—	—	—	—	—
	0,08	—	123	20,7	22,1	—	—	—	—	—
	0,08	—	182	32,5	53,9	—	—	—	—	—
	0,11	—	183	32,2	48,5	—	—	—	—	—
	0,12	—	123	20,0	22,1	—	—	—	—	—
	0,13	—	123	—	—	35,7	—	—	5,5	линейная
	0,16 [≡]	—	123	—	—	88,1	—	—	22,5	нелинейная
	0,22	—	123	—	—	73,2	—	—	51	—
15Х2МФА (III)	0	7,5	293	27,8	40,0	45,1	6,5	11	13	линейная
	0,020	14,0	293	27,6	36,0	40,9	—	—	8,1	линейная
	0,053	14,0	293	28,0	35,3	91,9	4,8	6,7	32,8	нелинейная
	0,080	7,5	293	24,5	32,1	—	2,4	5,5	—	—
	0,204	14,0	293	—	—	139	—	—	43,8	—

≡I — Трещина расположена в направлении предварительной деформации.

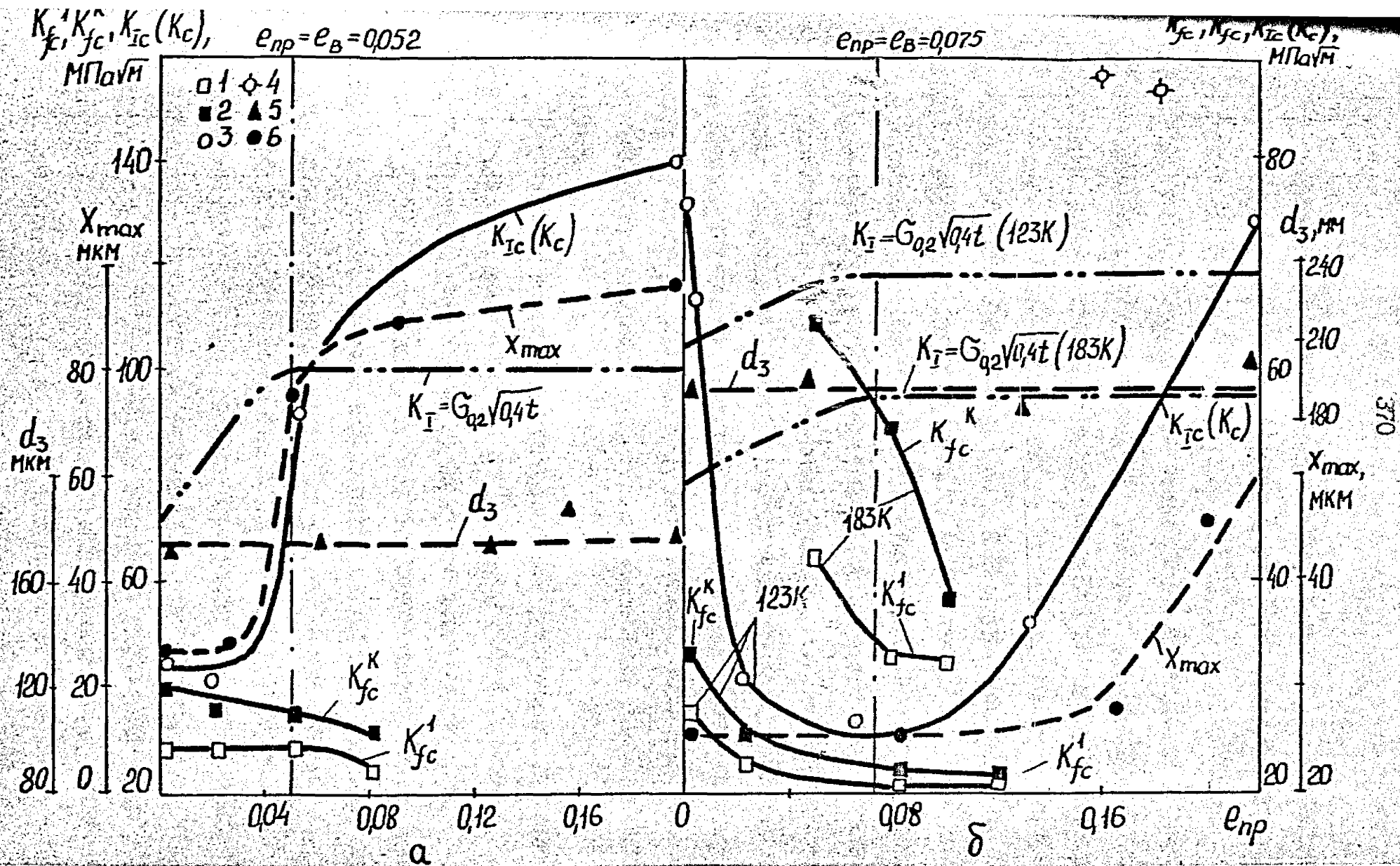


Рис. 5.10. Зависимость критических КИН и структурных параметров стали 15Х2М2А(Ш) при 293 К - а и 15Х2М2А(І) при 123 и 183 К - б от предварительной пластической деформации
 1 - K_{fc}^1 ; 2 - K_{fc}^K ; 3,4 - $K_{Ic}(K_c)$; 5 - d_3 ; 6 - X_{max} ; 1,3 - трещина перпендикулярна, 4 - параллельна направлению предварительной деформации.

Для указанных сталей увеличение деформации ϵ_{np} приводит к монотонному (в большей или меньшей степени) снижению критического КИП K_{fc}' и K_{fc}'' . Однако, $K_{Ic}(K_c)$ стали 15Х2МФА(1) при 123 К вначале уменьшается примерно в 3 раза, а затем увеличивается до исходного уровня с увеличением предварительной деформации. В отличие от стали 15Х2МФА(1) увеличение ϵ_{np} до 0,03 практически не влияет на статическую вязкость разрушения стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К и увеличивает $K_{Ic}(K_c)$ при дальнейшем увеличении степени деформации.

Известно, что пластическое деформирование сталей одноосным растяжением приводит к истощению пластичности, деформационному упрочнению, изменению микроструктуры, а также наведению остаточных напряжений. Поэтому попытаемся проанализировать влияние предварительного пластического деформирования на сопротивление крупному разрушению с учетом взаимодействия вышеуказанных факторов и выделить те, которые оказывают доминирующее влияние.

Увеличение степени предварительной деформации снижает K_{Ic} как стали 15Х2МФА(1) (рис. 3.21), так и стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К. Однако, отсутствие однозначной зависимости между $K_{Ic}(K_c)$ и ϵ_{np} свидетельствует, что предварительное истощение пластичности не оказывает решающего влияния на характер изменения сопротивления крупному разрушению обеих сталей.

Наряду с истощением пластичности при деформировании материала до уровня ϵ_s , соответствующего условному пределу прочности, происходит деформационное упрочнение, т.е. повышается условный предел текучести. Учитывая общую тенденцию снижения статической вязкости разрушения с увеличением предела текучести материала [13], деформационное упрочнение должно приводить к уменьшению $K_{Ic}(K_c)$, по сравнению с недеформированным материалом. Такая зависимость подтверждается и для стали

15Х2МФА(І) (рис. 5.10), где с увеличением ϵ_{np} от 0 до 0,075, K_{Ic} уменьшается почти в 3 раза ($\sigma_b / \sigma_{0,2} = 1,37$). В тоже время, для стали 15Х2МФА(ІІІ) запас по упрочнению практически отсутствует ($\sigma_b / \sigma_{0,2} = 1,052$) и истощение пластичности при незначительном упрочнении не оказывает заметного влияния на сопротивление хрупкому разрушению.

Экспериментальные данные для стали 15Х2МФА(І) при $\epsilon_{np} < \epsilon_b$ согласуются с результатами исследования влияния различных способов холодной обработки на сопротивление хрупкому разрушению сталей, полученными другими авторами / 285, 462 /. Однако для некоторых материалов предварительное пластическое деформирование при $\epsilon_{np} < \epsilon_b$ оказывает противоположное влияние на трещиностойкость. Например, в работе / 286 / установлено аномальное увеличение (примерно в 3 раза) вязкости разрушения (J_{Ic}) малолегированной стали AISI 4340 (0,4% C) с увеличением степени предварительной пластической деформации (холодная прокатка или растяжение) от 0 до 2%. Повышение J_{Ic} обусловлено наличием на диаграмме статического нагружения стали AISI 4340 в указанном диапазоне пластической деформации зуба текучести и связанного с ним раскрепления и активизации подвижных дислокаций высокой плотности при отсутствии упрочнения, что вызывает затупление трещины / 286 /.

Следовательно, чувствительность критического КИН $K_{Ic}(K_c)$ к степени предварительной пластической деформации при $\epsilon_{np} < \epsilon_b$ определяется способностью исходного материала к упрочнению (отношением $\sigma_b / \sigma_{0,2}$). Чем больше будет $\sigma_b / \sigma_{0,2}$ стали, тем существеннее снижение сопротивления хрупкому разрушению деформированного материала по сравнению с исходным.

Предварительная пластическая деформация приводит к существенному, хотя и неоднозначному изменению соотношения критических КИН стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІІ) при циклическом и стати-

ческом нагружении. Для исследуемых сталей (рис. 5.10) во всем диапазоне изменения $\epsilon_{np} = 0 \dots 0,22$ цикличность нагружения уменьшает вязкость разрушения K_{fc}^I по сравнению с K_{fc} (K_c) и K_{fc}^R . Причем для стали 15Х2МФА(1) при 123 К наиболее существенное снижение указанной характеристики имеет место для недеформированного материала. Это связано с тем, что при толщине 12,5 мм при определении K_c реализуется напряженное состояние, близкое к плоскому, а характеристики K_{fc}^I , K_{fc}^R определены при плоской деформации (максимальном стеснении пластической деформации в вершине трещины). Различной степенью стесненности пластической деформации объясняется также существенно большее различие характеристик K_{fc}^I и K_{fc}^R при 183 К по сравнению с температурой 123 К.

Учитывая различный характер изменения сопротивления крупному разрушению при статическом, циклическом и динамическом нагружении относительно предварительной пластической деформации, необходимо весьма осторожно подходить к оценке влияния

ϵ_{np} на вязкость разрушения, полученную при различных способах приложения нагрузки, по сдвигу температуры хрупкости / 294 /.

Известно, что при пластическом деформировании гладких образцов растяжением наводится система остаточных напряжений, которая может оказывать влияние на напряженно-деформированное состояние в вершине трещины. Указанное влияние будет проявляться в изменении КИН открытия (закрытия) трещины K_{op} . Характеристики сопротивления хрупкому разрушению с учетом остаточных сжимающих напряжений определяли следующим образом

$$K_{fc\,eff}^I = K_{fc}^I - K_{op}, \quad K_{fc\,eff}^R = K_{fc}^R - K_{op},$$

$$K_{ic\,eff} = K_{ic} - K_{op}, \quad K_{c\,eff} = K_c - K_{op}.$$

Коэффициент интенсивности напряжений K_{op} определяли при призмическом нагружении на стадии выращивания исходной усталостной трещины по методике, изложенной в п. 2.3.

Увеличение степени предварительной пластической деформации увеличивает $K_{Ic eff}$ ($K_{c eff}$) стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) по сравнению с исходным материалом, хотя и в несколько меньшей степени, чем K_{Ic} (K_c) (рис. 5.II). Из анализа рис. 5.II также следует, что остаточные сжимающие напряжения не играют определяющей роли в снижении циклической и динамической вязкости разрушения, вследствие предварительной пластической деформации.

Влияние предварительной пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению было проанализировано с использованием подходов, нелинейной механики разрушения — критического раскрытия трещины. Увеличение ϵ_{pr} от 0 до 0,204 существенно (более, чем в 3 раза) увеличивает критическое раскрытие трещины δ_c для стали 15Х2МФА(III) при 293 К (рис. 5.II). Характер изменения параметров δ_{fc}^I , δ_{fc}^K и δ_c качественно совпадает с изменением $K_{Ic eff}^I$, $K_{Ic eff}^K$, $K_{Ic eff}$ ($K_{c eff}$) относительно степени предварительной пластической деформации. Это объясняется тем, что во всех случаях преобладающим был один и тот же механизм разрушения — квазискол.

Предварительное деформирование, как отмечалось выше, оказывает влияние на напряженно-деформированное состояние тел с трещинами, которое в интегральном виде может быть оценено по диаграммам нагрузка — раскрытие вершины трещины.

На рис. 5.I2, 5.I3 представлены зависимости раскрытия вершины трещины от КИН K_I , $K_{I eff}$ и степени предварительной деформации для образцов из стали 15Х2МФА(I) при 123 К и стали 15Х2МФА(III) в условиях комнатной температуры ($K_{I eff} = K_I - K_{op}$). Наблюдается различный характер влияния предварительного нагру-

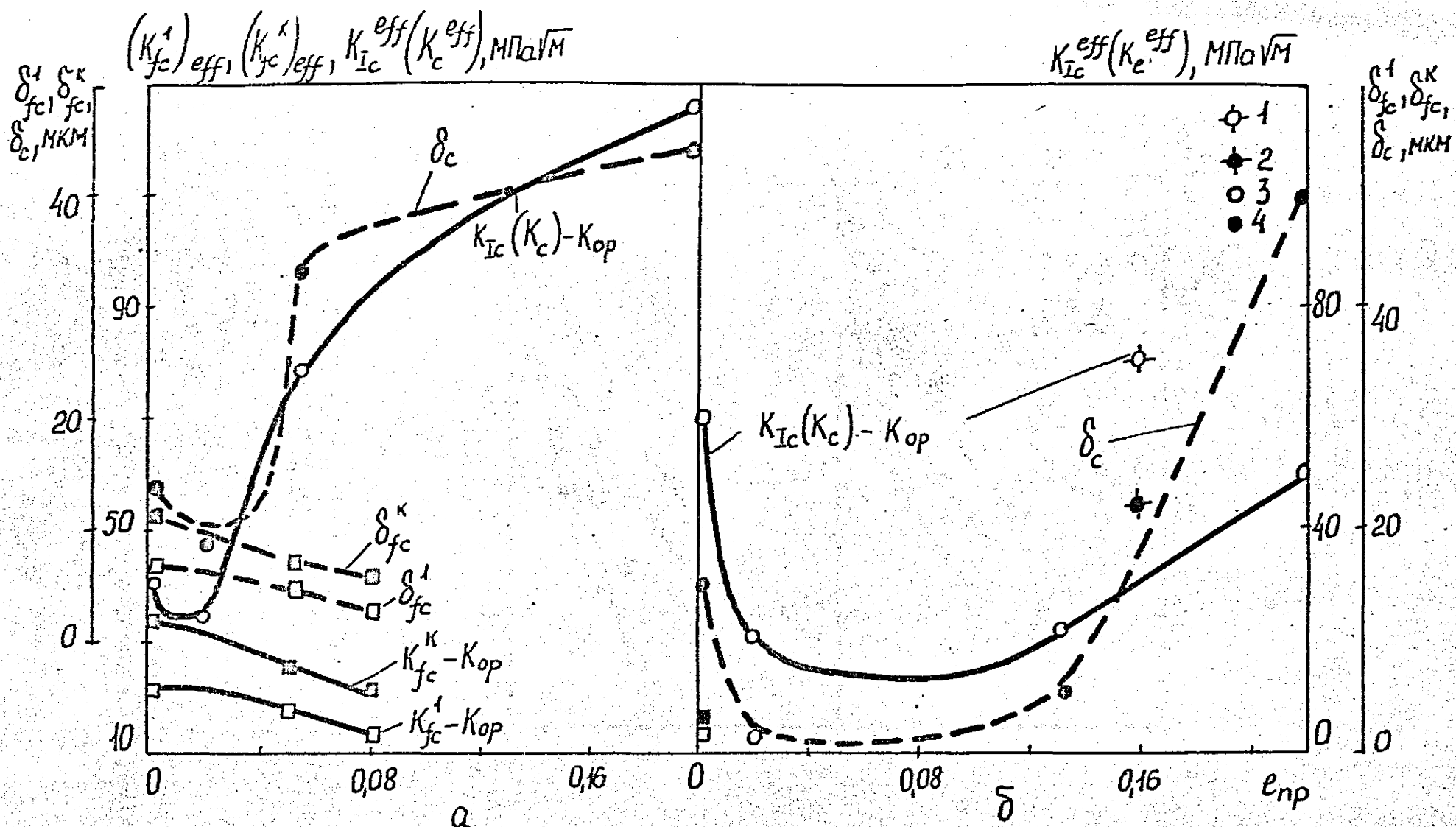


Рис. 5.II. Зависимость эффективных критических КИН и критического раскрытия трещины в стали 15Х2МФА(III) при 293 К - и 15Х2МФА(I) при 123 К - б. 1,2 - трещина параллельна предварительной пластической деформации.

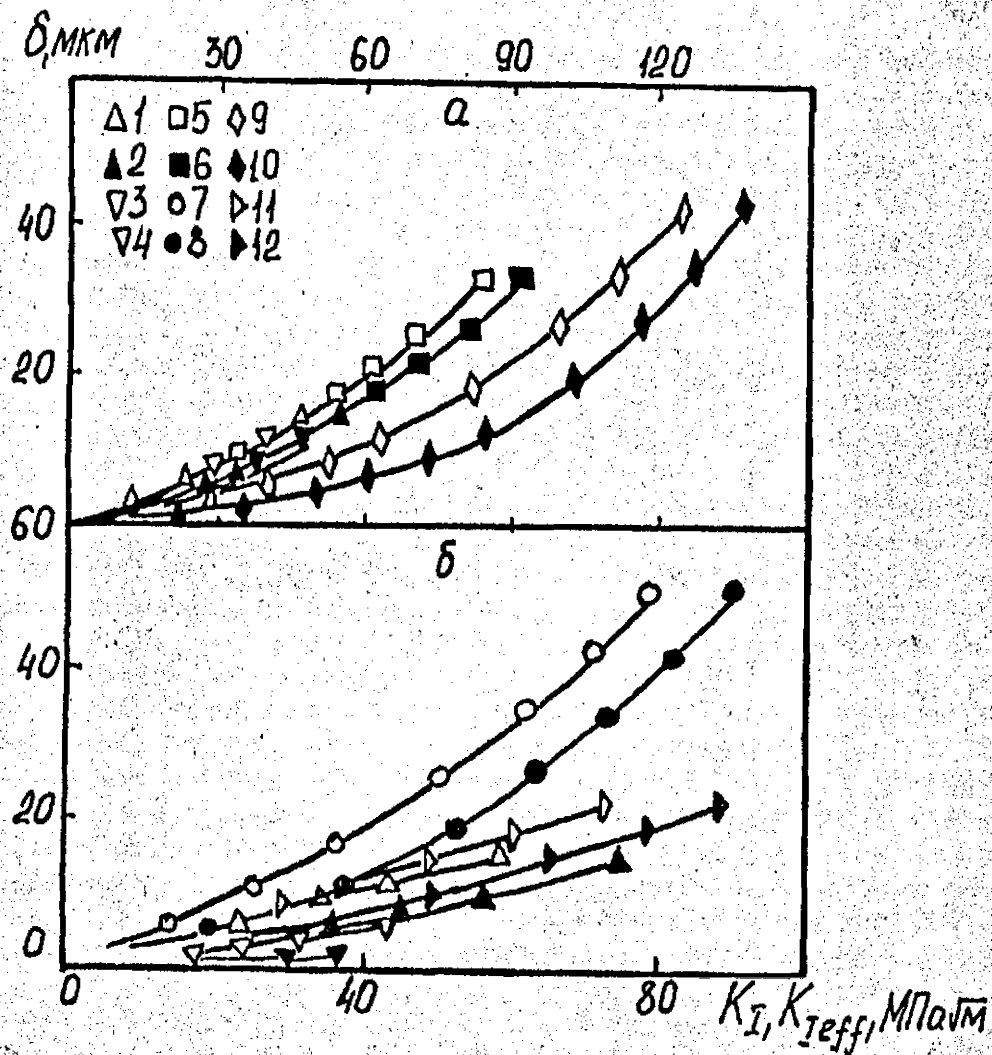


Рис. 5.12. Зависимость раскрытия трещины δ для стали 15X2MFA(III) при 293 К - а и 15X2MFA(I) при 123 К - от КИН K_{Ieff} (1,3,5,7,9,11) и K_I (2,4,6,8,10,12) при различной степени предварительной пластической деформации: $\epsilon_{np} = 0$ (1,2); 0,019 (3,4); 0,053 (5,6); 0,22 (7,8); 0,20 (9,10); 0,016 (11,12). Трещина перпендикулярна (1-10) и параллельна (11,12) направлению предварительной деформации.

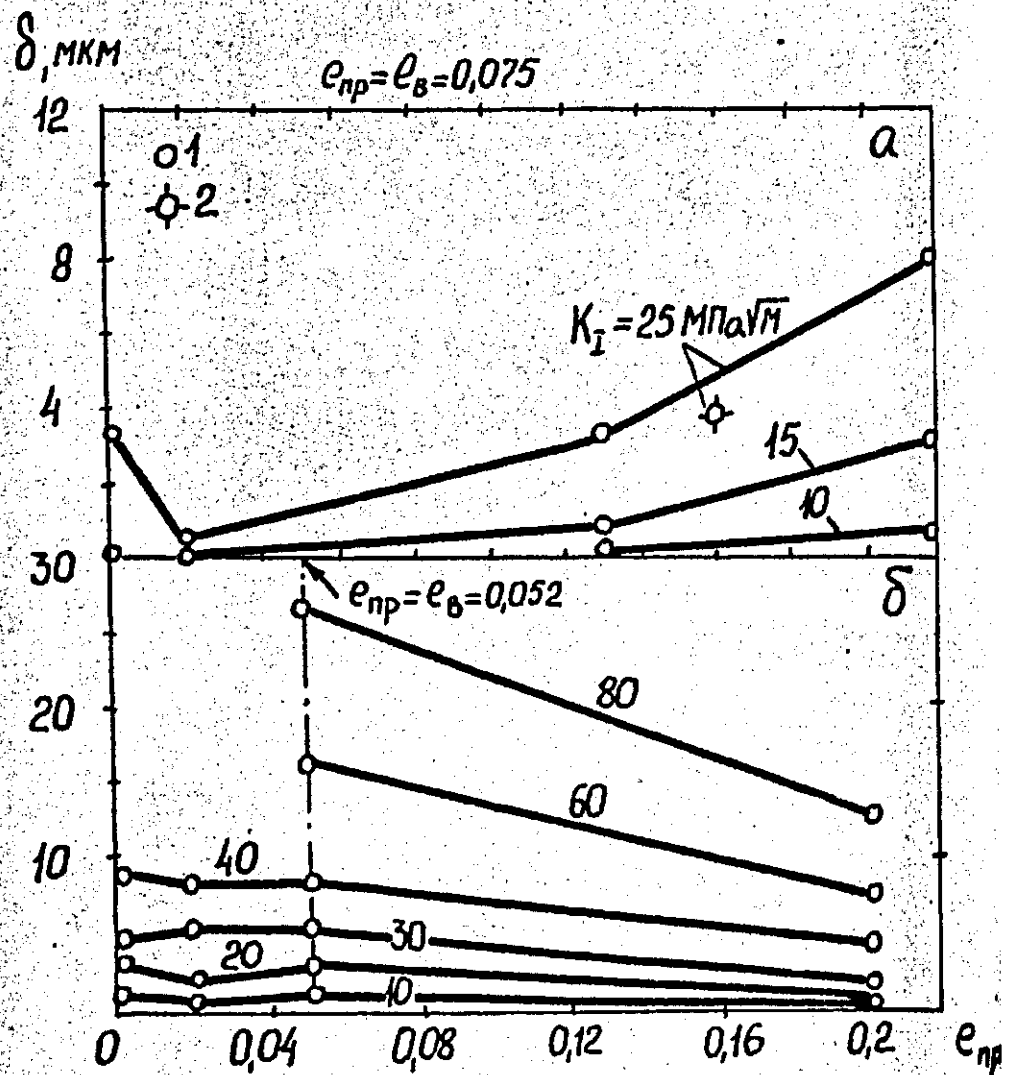


Рис. 5.13. Зависимость раскрытия трещины при растяжении образцов $t = 12,5$ мм из стали 15Х2МФА(I) при $t = 14$ мм из стали 15Х2МФА(III) при 293 К – δ от предварительной пластической деформации. Трещина перпендикулярна (1) и параллельна (2) направлению предварительной деформации.

жения на раскрытие трещины в зависимости от термобработки стали. Для стали 15Х2МФА(І) при 123 К при увеличении ϵ_{np} происходит вначале уменьшение ($\epsilon_{np} < \epsilon_v$), а затем увеличение раскрытия трещины при одинаковых значениях K_I . Однако увеличение степени деформации до 0,05 практически не влияет, а при $\epsilon_{np} > 0,05$ уменьшает раскрытие трещины для стали 15Х2МФА(ІІ), по сравнению с исходным состоянием.

Данные о влиянии предварительной деформации на зависимость $\delta - K_I$ при $\epsilon_{np} < \epsilon_v$ являются вполне логичными и объясняются различием в запасах упрочнения для стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІ) что отмечалось выше. В тоже время влияние пластической деформации большого уровня ($\epsilon_{np} > \epsilon_v$) на напряженно-деформированное состояние образцов с трещинами из стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІ) связано, по-видимому, как с упрочнением, так и образованием микропор.

Учет закрытия трещины, т.е. уменьшение текущего значения K_{II} на величину K_{op} , приводит только к частичному сближению зависимостей $\delta - K_{Ieff}$ (рис. 5.12). Следовательно, K_{op} не полностью отражает влияние предварительной пластической деформации на напряженно-деформированное состояние образца с трещиной при статическом нагружении.

Влияние микропор на сопротивление крутизному разрушению.

Деформирование материала за условием пределом прочности σ_B наряду с процессами упрочнения, проявляющегося в увеличении истинных напряжений с повышением степени деформации, вызывает также и разупрочнение, которое сопровождается интенсивным образованием и развитием микропор от включений, вытягиваемых зерен в направлении действия силы / 165, 427 /. Кинетику роста пор исследовали при растяжении цилиндрических и плоских образцов из стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІ) при комнатной температуре / 424 /. Для стали 15Х2МФА(І) и 15Х2МФА(ІІ) при $\epsilon_{np} > \epsilon_v$ харак-

тер изменения максимального размера пор в направлении перпендикулярном плоскости трещины и критического КИН $K_{Ic}(K_c)$ относительно пластической деформации примерно одинаковой (рис. 5.10). Причем наблюдается удовлетворительная корреляция между сопротивлением хрупкому разрушению и размером пор χ_{max} (рис. 5.14). С увеличением максимального размера пор χ_{max} величина $K_{Ic}(K_c)$ увеличивается. Отсутствие корреляции между сопротивлением хрупкому разрушению $K_{Ic}(K_c)$ и размером пор χ_{max} (рис. 5.14) обусловлено тем, что в процессе пластического деформирования, в исследуемом диапазоне $\epsilon_{np} = 0 \dots 0,22$, рост пор в направлении, перпендикулярном к линии действия силы практически отсутствует / 427 /. Коэффициент вытески зерен в диапазоне $\epsilon_{np} = 0 \dots 0,22$ практически не изменяется, и, следовательно, не оказывает влияния на критический КИН $K_{Ic}(K_c)$.

Как следует из работы / 427 / при $\epsilon_{np} = 0,16 \dots 0,18$ поры могут быть представлены в виде эллипса с соотношением длины полуосей $a/b = \chi_{max}/\psi_{max} = 1:3$ для стали 15Х2МФА(I) и $a/b = 1:5,3$ для стали 15Х2МФА(II). На основе рассмотрения взаимодействия макротрещины длиной ℓ с двоякопериодической системой микротрещин (рис. 1.5), ориентированных под углом \angle к плоскости макротрещины установлено / 108 /, что при изменении \angle от 0 до 90° отношение критической нагрузки при наличии P^* и отсутствии P_0 микротрещин: P^*/P_0 увеличивается от 0,925 и 0,95. Однако, нами получено, что изменение \angle от 90° (трещина перпендикулярна направлению предварительной деформации) до 0° (направления роста трещины и предварительной деформации совпадают) увеличивает K_c стали 15Х2МФА(I) при 293 К и $\epsilon_{np} = 0,16$ от $46 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (интерполированное значение) до $83,1 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, т.е. около 2-х раз (рис. 5.10). Таким образом, влияние пористости материала, подвергнутого однократному растяжению, на вязкость разрушения $K_{Ic}(K_c)$

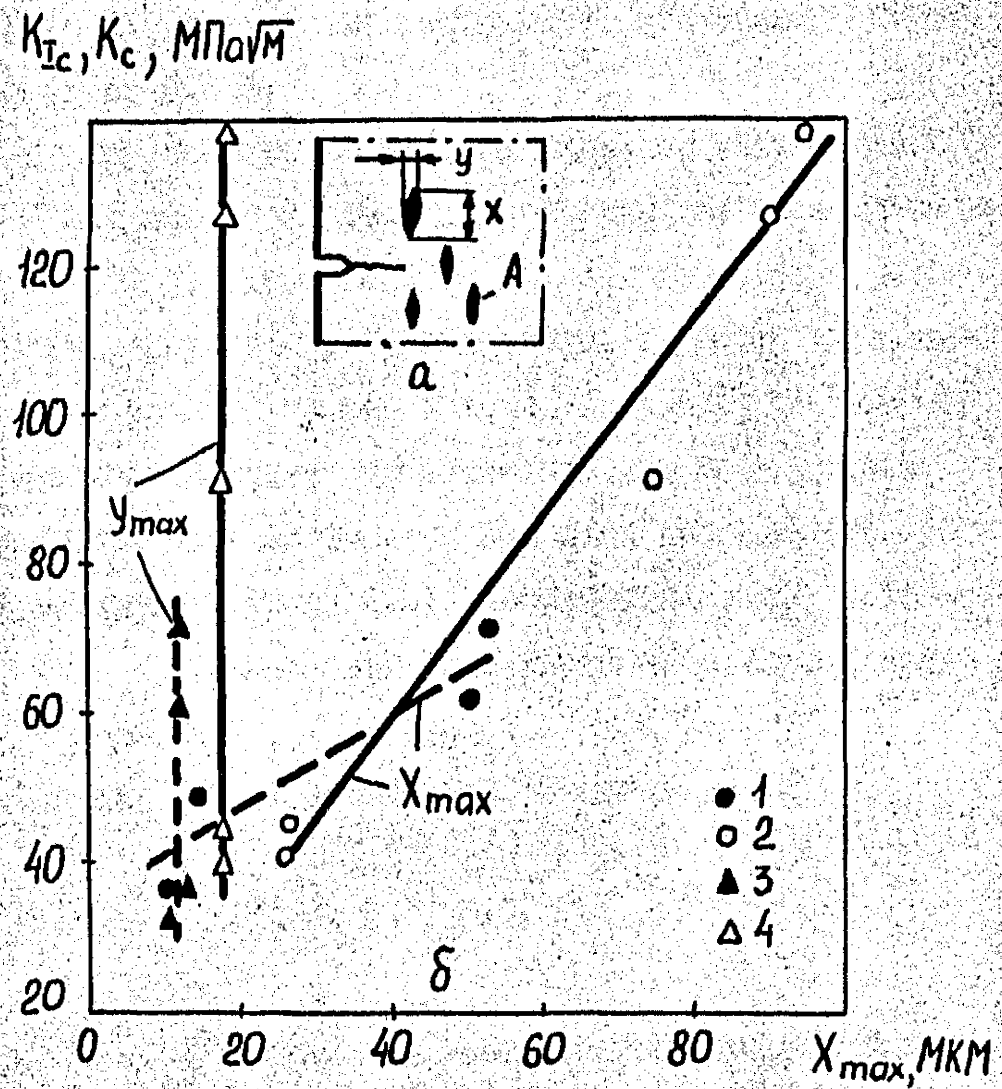


Рис. 5.14. Ориентация пор A относительно трещины - a и зависимость K_{Ic} (K_c) стали от X_{max} (1,2) y_{max} (3,4). 15Х2МФА(І) - 1,3; 15Х2МФА(ІІІ) - 2,4.

но-видимому, больше будет проявляться через изменение напряженно-деформированного состояния. Подтверждением этого является то, что критическое раскрытие трещины δ_c относительно предварительной деформации ϵ_{np} для трещины параллельных и перпендикулярных направлению деформации, описывается единой зависимостью (рис. 5.II).

Проанализируем влияние ориентации микропор относительно магистральной трещины на напряженно-деформированное состояние образца с трещиной из стали 15Х2МФА(1). При этом будем рассматривать приведенную длину микротрещины, которая представляет собой проекцию поры на ось X (рис. 1.3) и будет изменяться при различной ориентации поры относительно магистральной трещины. При этом, если трещина параллельна направлению предварительной деформации (рис. 1.3), приведенная длина микротрещины $\ell_n = \ell$, если перпендикулярна направлению предварительной деформации $\ell_n = 0,33 \ell \quad / 427 /$.

В соответствии с (1.15) и (1.16) для больших ℓ/h

$$K'_{In} / K''_{In} = \frac{1 + \ell/h}{1 + 3\ell/h},$$

где K'_{In} , K''_{In} — соответственно КИН для трещины ориентированной, параллельно и перпендикулярно направлению предварительной деформации.

Принимая $\ell/h = 0,2 \dots 20,0$ находим $K'_{In} / K''_{In} = 0,75 \dots 0,334$. Полученный результат качественно подтверждает данные, приведенные на рис. 5.12, 5.13 для стали 15Х2МФА(1) при 293 К, что при одном и том же КИН $K_I = 25 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ раскрытие δ трещины, параллельной направлению пластической деформации меньше, чем у трещины, перпендикулярной направлению предварительной деформации.

На основе представленных результатов можно заключить, что

влияние предварительной пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению стали 15Х2МФА имеет сложный и в ряде случаев противоречивый характер. Например, с увеличением предварительной деформации ($\epsilon_{np} > \epsilon_v$), при одинаковых коэффициентах интенсивности напряжений, раскрытие трещины увеличивается для стали 15Х2МФА(1) и уменьшается для стали 15Х2МФА(II).

При деформациях не превышающих максимального равномерного удлинения $\epsilon_{np} \leq \epsilon_v$ происходит существенное уменьшение сопротивления хрупкому разрушению K_{Ic} (K_c) стали 15Х2МФА(1) при 123 К по сравнению с недеформированным материалом. Однако вязкость разрушения K_{Ic} стали 15Х2МФА(II) остается практически постоянной в диапазоне применения ϵ_{np} от 0 до ϵ_v . Указанные зависимости K_{Ic} относительно предварительной деформации являются вполне логичными и согласуются с известными данными / 235 /.

В тоже время, большие предварительные пластические деформации ($\epsilon_{np} > \epsilon_v$) существенно увеличивают сопротивление хрупкому разрушению обеих сталей при статическом нагружении, хотя при этом критический КИИ при циклическом нагружении K_{Ic}^c ,

K_{Ic}^k уменьшается по сравнению с исходным состоянием.

Впервые обнаруженное аномальное увеличение K_{Ic} сталей при деформациях превышающих максимальное равномерное удлинение обусловлено влиянием пор, образовавшихся на стадии предварительного нагружения, на напряженно-деформированное и предельное состояние в вершине трещины. При этом для описания полученных результатов о статической трещиностойкости была использована модель Чудновского А. / 103 /, которая учитывает взаимодействие двух микротрещин с магистральной трещиной. Наличие двух коллинеарных микротрещин впереди магистральной трещины снижает коэффициент интенсивности напряжений K .

Тот факт, что именно присутствие в конструкционной стали

пор увеличивает статическую вязкость разрушения имеет важное практическое значение. Если на стадии изготовления в материале создавать определенным образом ориентированные поры, то можно повысить его сопротивление хрупкому разрушению. Однако, как следует из полученных экспериментальных данных вязкость разрушения K_{fc}' и K_{fc}'' при этом снижается.

Следует отметить, что если для сталей имеет место увеличение статической вязкости разрушения при наличии пор является впервые установленным, то для крупных материалов типа керамики, введенные поры (микротрещины) на стадии изготовления в ряде случаев используется для получения материалов с высоким сопротивлением хрупкому разрушению / 98/.

5.5. Влияние предварительной циклической пластической деформации и эксплуатационной наработки

Исследуется влияние предварительной циклической пластической деформации на характеристики вязкости разрушения стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(II) при статическом и циклическом нагружении / 428, 463 /.

Предварительному нагружению ($R_e = -1$) подвергали гладкие пластины сечением рабочей части 12,5x45 мм (сталь 15Х2МФА(I)) и 14x24 мм (сталь 15Х2МФА(II)), из которых после наработки изготавливали образцы с боковым односторонним надрезом, а также компактные образцы. Кроме этого сопротивление хрупкому разрушению определяли при растяжении цилиндрических образцов с поверхностной трещиной, после испытания на их циклическую прочность. Детально методика указанных испытаний описана в п. 2.6. Амплитуда упругопластической деформации составляла $\varepsilon_a = 0,3, 0,45$ и $0,7\%$, относительная наработка $\bar{N} = 0,3, 0,6$ и $0,85$.

$\bar{N} = N / N_T$, где N_T число циклов нагружения до появления трещины длиной 0,5...1,0 мм на поверхности.

Коэффициенты интенсивности напряжений для образцов с трещинами определяли по соответствующим формулам, приведенным в п. 2.2.

Предварительное деформирование образцов из обеих сталей осуществляли при 293 К, разрушение образцов из стали 15Х2МФА(I) при 123 К, из стали 15Х2МФА(II) в условиях комнатной температуры. Вязкое подрастание трещины при определении статической вязкости разрушения во всех случаях отсутствовало.

Влияние предварительной наработки на сопротивление хрупкому разрушению исследуемых сталей при статическом и циклическом нагружениях имеет довольно сложный характер (рис. 5.15). Увеличение наработки \bar{N} до 0,3 уменьшает статическую и циклическую вязкость разрушения стали 15Х2МФА(I) при температуре 123 К, а в дальнейшем ($\bar{N} > 0,3$) приводит к увеличению сопротивления хрупкому разрушению при статическом нагружении, однако практически не влияет на K_{Ic}^I и K_{Ic}^K . Причем если при $\bar{N} = 0,3$, увеличение амплитуды упругопластической деформации ε_a снижает K_{Ic} , то при максимальной наработке ($\bar{N} = 0,85$) с увеличением ε_a критический КИН K_{Ic} увеличивается.

Для стали 15Х2МФА(II) наблюдается противоположный, по отношению к 15Х2МФА(I), характер влияния предварительного циклического нагружения на сопротивление хрупкому разрушению. Небольшая наработка ($\bar{N} = 0,3$) увеличивает сопротивление хрупкому разрушению при статическом K_{Ic} и циклическом K_{Ic}^I, K_{Ic}^K нагружениях, однако дальнейшее увеличение \bar{N} снижает указанные характеристики трещиностойкости. На рис. 5.15 отмечены границы выполнимости условий плоской деформации (максимальной стесненности пластических деформаций в вершине трещины) по

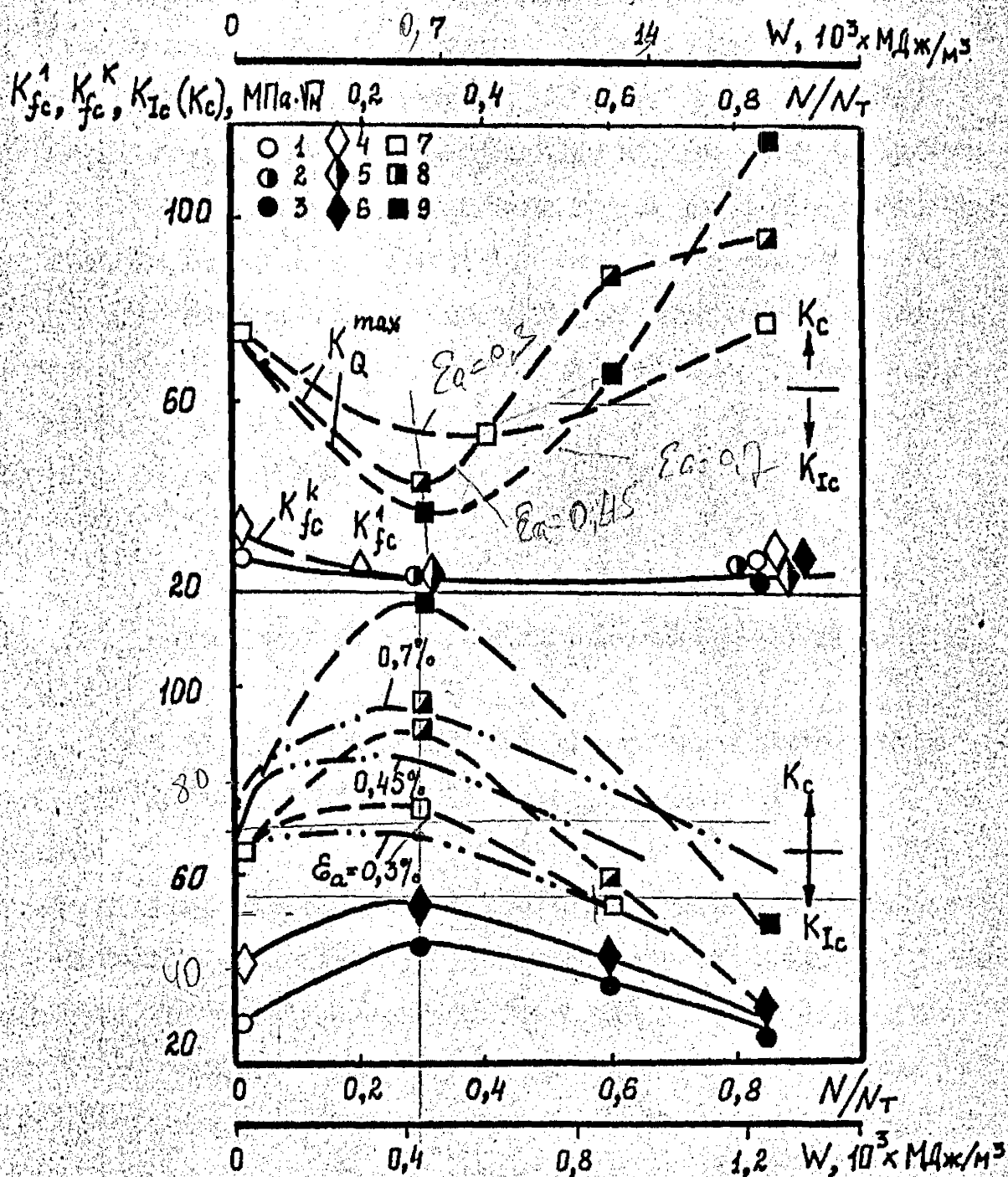


Рис. 5.15. Зависимость критических КИН стали 15Х2НМФА(І) при 123 К – а и 15Х2МФА (ІІІ) при 293 К – б от циклической наработки и удельной энергии неупругой деформации K_{fc}^1 (1,3), K_{fc}^k (4,6), $K_{Ic} (K_c)$ (7,9); $\epsilon_a = 0,3$ (1,4,7); 0,45 (2,5,8); 0,7% (3,6,9)

критерий $t \geq 2,5 (K_{Ic} / \sigma_{az})^2$

Из анализа результатов (рис. 5.15) также следует, что наличие нагружения на стадии роста усталостной трещины приводит к более существенному снижению сопротивления хрупкому разрушению K_{fc}' по сравнению с $K_{Ic}(K_c)$ для стали 15ХЖМФА(І) предварительно подвергнутой циклическому деформированию ($\bar{N} > 0,3$). Вместе с тем увеличение наработки приводит к уменьшению отношения K_{fc}' / K_{fc}^k обеих сталей.

Влияние предварительного циклического нагружения на сопротивление хрупкому разрушению описывали также через удельную энергию неупругой деформации W (рис. 5.15), которую определяли следующим образом / 459 /

$$W = \left[\Delta W - \Delta W_r \left(\frac{\Delta W}{\Delta W_r} \right)^{\beta} \right] N,$$

где ΔW — удельная энергия неупругой деформации за цикл при $\bar{N} = 0,5$.

При этом характер изменения сопротивления хрупкому разрушению сталей 15ХЖМФА(І) и 15ХЖМФА(ІІ) относительно \bar{N} и W одинаков.

Для оценки сопротивления хрупкому разрушению в сталях используются критерии локального разрушения, основанные на достижении в наиболее напряженных объемах критического напряжения. Этот подход является правомерным при реализации разрушения по механизму скола и требует корректной оценки напряженно-деформированного состояния в вершине трещины.

Попытаемся с помощью уравнения (І.34) проанализировать влияние предварительного циклического нагружения ($R_{\varepsilon} = -1$) на сопротивление хрупкому разрушению сталей 15ХЖМФА(І) и 15ХЖМФА(ІІ).

Для стали 15ХЖМФА(ІІ) (рис. 5.15) увеличение сопротивления хрупкому разрушению при увеличении наработки \bar{N} ($\bar{N} < 0,3$) связано с эффектом Баушингера. При этом наибольшее снижение $\sigma_{0,2}$

отмечается в течение нескольких циклов, а стабилизация $\sigma_{0,2}$ происходит примерно при $\bar{N} = 0,1$ (рис. 3.9). В процессе жесткого циклического нагружения при $\bar{N} \leq 0,1$ изменением $\sigma_{ск}$ можно пренебречь поскольку усталостное повреждение незначительно, а остаточная пластическая деформация после наработки отсутствует. В соответствии с формулой (1.34) уменьшение $\sigma_{0,2}$ при $\sigma_{ск} = const$ должно приводить к увеличению вязкости разрушения K_{Ic} . Как следует из рис. 5.16, чем больше амплитуда упругопластической деформации, тем меньше предел текучести $\sigma_{0,2}$ стали 15Х2МФА(III) и тем больше должно быть K_{Ic} . Снижение сопротивления хрупкому разрушению стали 15Х2МФА(III) при дальнейшем увеличении циклической наработки ($\bar{N} > 0,3$) (рис. 5.15) происходит при неизменном $\sigma_{0,2}$ (рис. 3.9), что в соответствии с формулой (1.34) может быть обусловлено только снижением напряжения скола. Вывод о влиянии циклического нагружения на $\sigma_{ск}$ содержится только в работе / 137 /, где однако предполагается, что для циклически разупрочняющихся материалов увеличение наработки повышает напряжение скола. Другие данные о влиянии циклического упругопластического деформирования на $\sigma_{ск}$ автором неизвестны. Аналогичным образом проявляется влияние предварительной циклической пластической деформации на K_{Ic}^I, K_{Ic}^K .

Учитывая, то, что для стали 15Х2МФА(I) продолжительности неустановившейся стадии (где происходит изменение $\sigma_{0,2}$) несколько больше, чем для стали 15Х2МФА(III) и составляет $\bar{N} = 0,3$, влияние циклическости нагружения при 293 К на при 123 К будет проявляться как через изменение $\sigma_{0,2}^4$, так и уменьшение $\sigma_{ск}$. Поскольку для стали 15Х2МФА(I) (рис. 5.16) после предварительной наработки при 293 К предел текучести $\sigma_{0,2}^4$ уменьшается с увеличением амплитуды упругопластической деформации, то наблюдаемое в эксперименте уменьшение

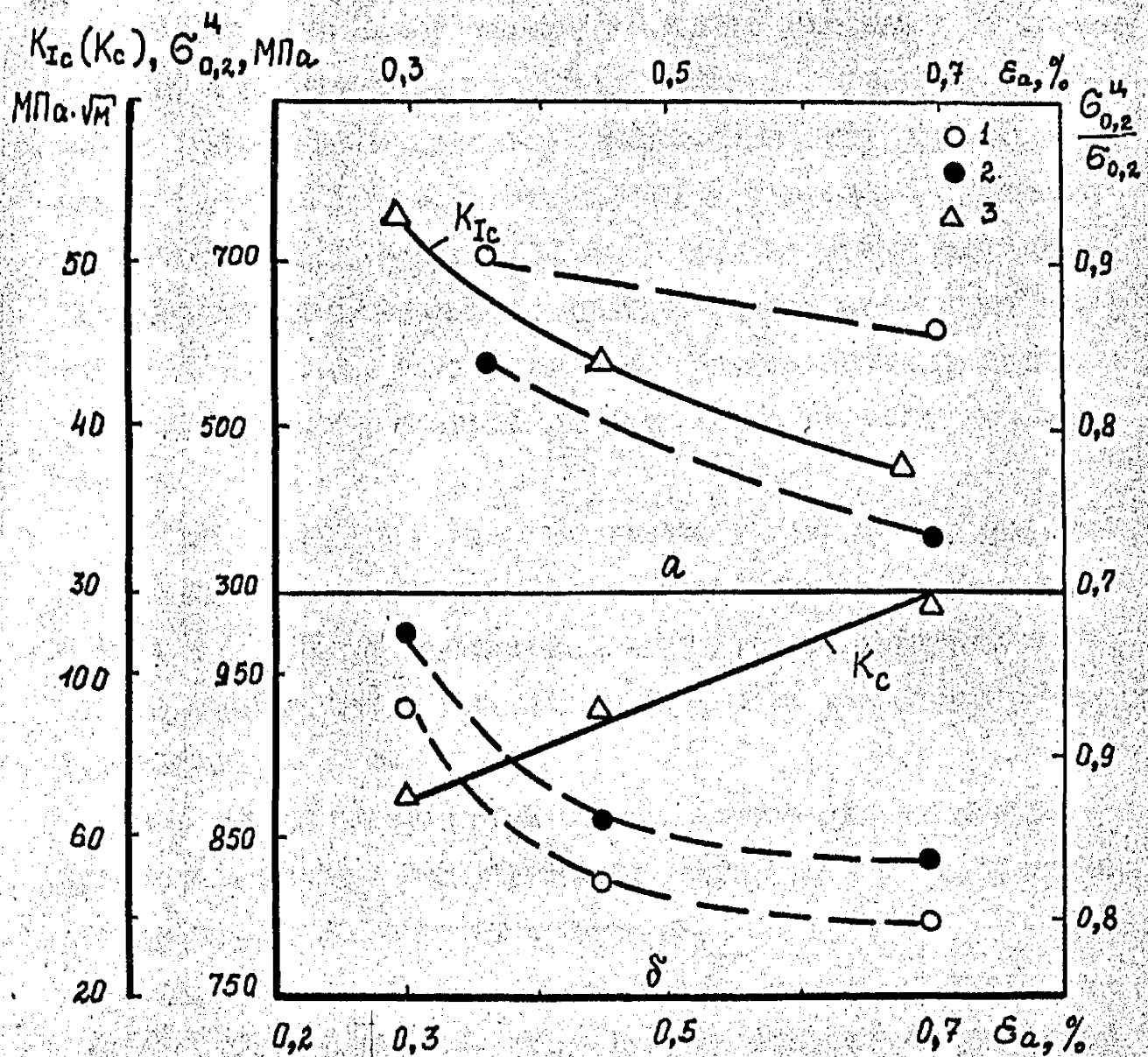


Рис. 5.16. Зависимость $G_{0,2}$ и $K_{Ic}(K_c)$ стали 15X2MFA (I) при 123 К - а и 15X2MFA (II) при 293 К - б от амплитуды упругопластической деформации ($\bar{N} = 0,3$).
 1 - $G_{0,2}^4$, 2 - $G_{0,2}^4/G_{0,2}$, 3 - $K_{Ic}(K_c)$.

K_{Ic} ($\bar{N} = 0,3$) с увеличением ε_a от 0,3 до 0,7% обусловлено, по-видимому, уменьшением напряжения скола.

Дальнейшее увеличение K_{Ic} стали 15Х2МФА(1) (рис. 5.15) с увеличением циклической наработки вызвано особенностями формирования, микроструктуры материала. Ранее (п. 3.2) было исследовано закономерности развития поверхностных микротрещин в образцах из стали 15Х2МФА(1) и 15Х2МФА(III) в процессе испытаний на выносливость. В стали 15Х2МФА(1), уже на ранних стадиях циклического нагружения при амплитуде упругопластической деформации $\varepsilon_a = 0,3...0,7\%$ происходит образование микротрещины, размеры и плотность которых при дальнейшей наработке увеличиваются.

На рис. 5.17 приведена зависимость сопротивления хрупкому разрушению стали 15Х2МФА(1) при статическом K_{Ic} (K_c) и циклическом K_{fc}^I , K_{fc}^K нагруженных от среднего расстояния между микротрещинами \bar{z} , а также зависимость расчетного размера пластической зоны от K_{Ic} .

Если размер пластической зоны в вершине трещины меньше среднего расстояния между микротрещинами $z/\bar{z} < 1$, то циклическое нагружение приводит к снижению K_{Ic} , K_{fc}^I , K_{fc}^K однако при $z_y/\bar{z} > 1$ увеличение наработки увеличивает

K_{Ic} (K_c) стали 15Х2МФА(1) при 123 К. Переход к хрупкому разрушению при циклическом нагружении (K_{fc}^I , K_{fc}^K) во всех случаях происходит при z_y/\bar{z} и поэтому отсутствует увеличение K_{fc}^I , K_{fc}^K с увеличением наработки.

На основе полученных экспериментальных данных и проведенного выше анализа результатов предложен подход к прогнозированию влияния предварительного циклического неупругого деформирования на сопротивление хрупкому разрушению. Рассмотрим схематические зависимости статической вязкости разрушения стали 15Х2МФА(1) при 123 К и 15Х2МФА(III) при 293 К от накопленной энер-

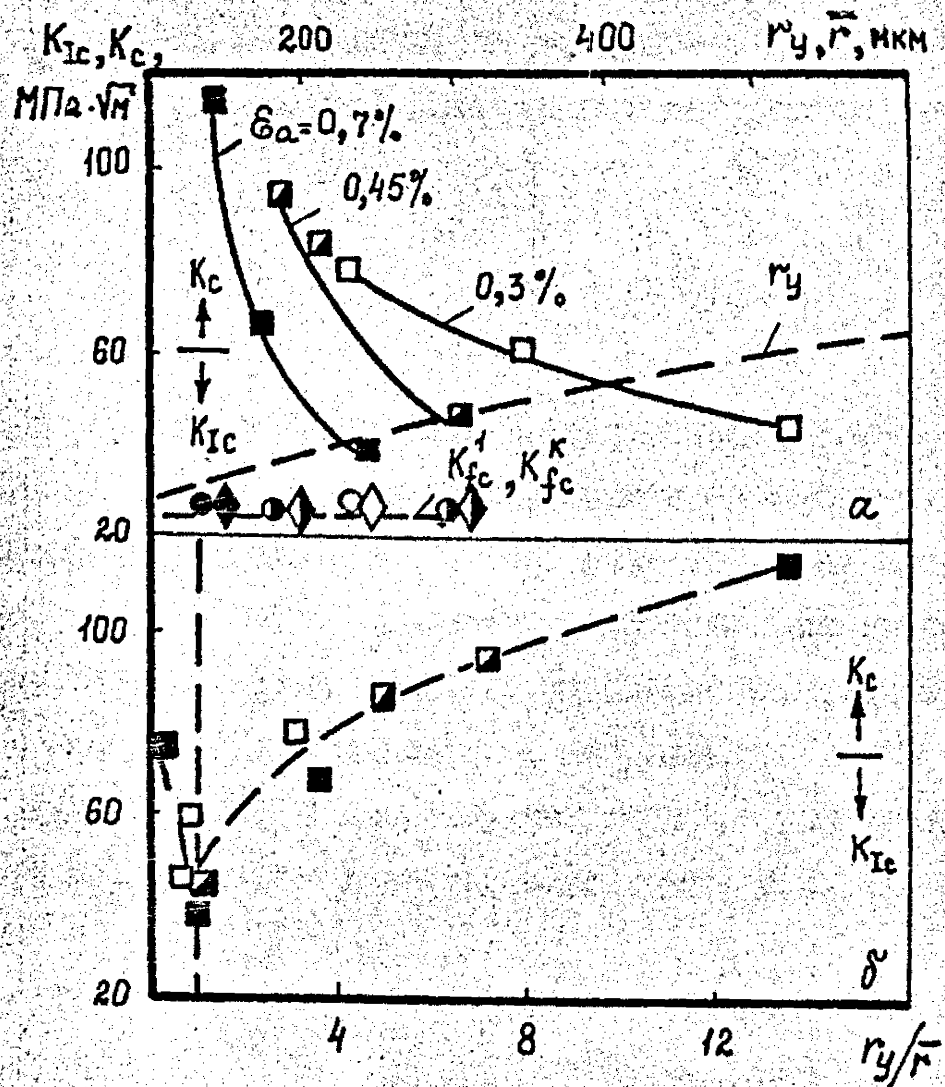


Рис. 5.17. Зависимость критических КИН стали 15Х2МФА(1) при 123 К от \bar{r} - а и r_y / \bar{r} - б

гии неупругой деформации (рис. 5.18).

Для стали 15Х2МФА(1) вязкость разрушения \tilde{K}_{Ic} с учетом предварительной циклической пластической деформации (рис. 5.18,а)

$$\tilde{K}_{Ic} = K_{Ic} - \Delta K_{Ic}(\Delta \sigma_{0,2}; \Delta \sigma_{ск}) + \Delta K_{Ic}(W) \quad (5.1)$$

где K_{Ic} — вязкость разрушения исходного материала;

$\Delta K_{Ic}(\Delta \sigma_{0,2}; \Delta \sigma_{ск})$ — изменение вязкости разрушения вследствие эффекта Баулингера, а также за счет изменения напряжения скола, $\Delta K_{Ic}(W)$ — изменение сопротивления хрупкому разрушению, обусловленное энергией неупругой деформации расщелинной в материале при циклическом нагружении.

Для стали 15Х2МФА(II) вязкость разрушения с учетом предварительного пластического деформирования (рис. 5.18,б)

$$\tilde{K}_{Ic} = K_{Ic} + \Delta K_{Ic}(\Delta \sigma_{0,2}) - \Delta K_{Ic}(W) \quad (5.2)$$

С учетом уравнения (1.34) и принимая, что

$$\Delta K_{Ic}(\sigma_{0,2}) = \left(\frac{\sigma_{ск}}{7,431}\right)^3 \left[\left(\frac{1}{\sigma_{0,2}^4}\right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{0,2}}\right)^2 \right] \quad (5.3)$$

$$\Delta K_{Ic}(W) = \frac{1}{7,431(\sigma_{0,2}^4)^2} \left[\sigma_{ск}^3 - (\sigma_{ск}^4)^3 \right] \quad (5.4)$$

В уравнениях (5.3), (5.4) $\sigma_{ск}^4$ определяют по результатам исследования закономерностей неупругого циклического деформирования на участке стабилизации при заданной амплитуде упругопластической деформации.

Уравнения (1.34), (5.2) — (5.4) позволяют прогнозировать

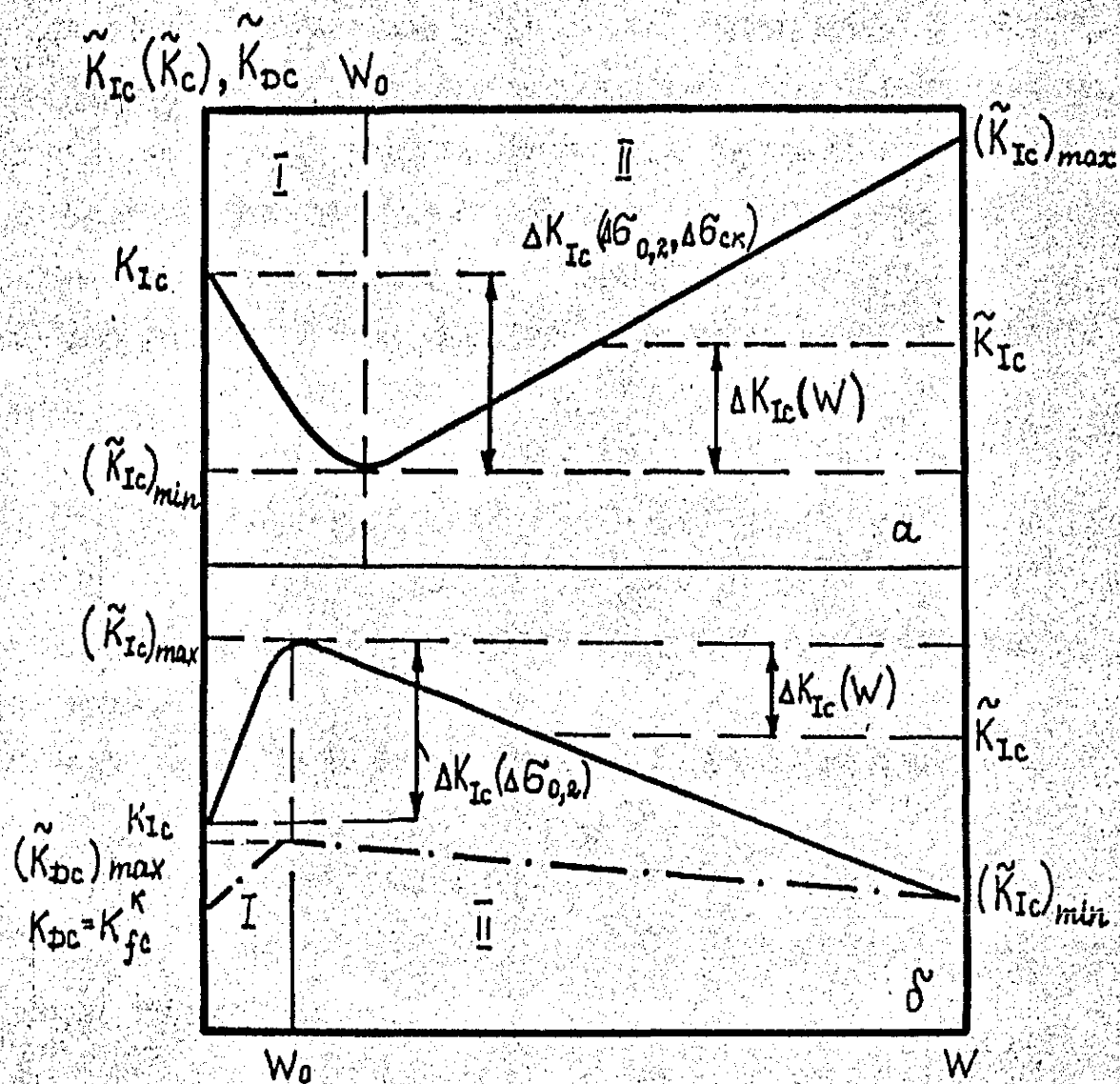


Рис. 5.18. Схематическая зависимость статической вязкости разрушения стали 15X2MFA (I) - а при 123 К и стали 15XMFА (II) - б при 293 К от накопленной энергии неупругой деформации

влияние предварительного циклического неупругого деформирования на сопротивление хрупкому разрушению циклически разупрочняющихся сталей при статическом нагружении.

Как следует из анализа (рис. 5.16б) ниспадающие участки зависимостей $\tilde{K}_{Ic} - W$ являются практически прямолинейными и при различных амплитудах упругопластической деформации имеют примерно близкие углы наклона к оси абсцисс. Таким образом, приближенно можно считать, что для стали 15Х2МФА(Ш) уменьшение вязкости разрушения ΔK_{Ic} за цикл есть величина постоянная

$$(\Delta K_{Ic} / \Delta W)_{\varepsilon_{0.1}} = (\Delta K_{Ic} / \Delta W)_{\varepsilon_{0.2}} = \dots = k_w = \text{const} \quad (5.5)$$

Параметр k_w имеет размерность МПа $\sqrt{м} / (\text{МДж}/\text{м}^3)$ и характеризует интенсивность охрупчивания материала при циклическом нагружении.

Уравнение (5.2) с учетом (5.3) и (5.5) будет иметь вид

$$\tilde{K}_{Ic} = K_{Ic} + \left(\frac{\sigma_{ск}}{7.431} \right)^3 \left[\left(\frac{1}{\sigma_{0.2}^4} \right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \right] - k_w (W - W_0) \quad (5.6)$$

Принимая приближенно $W_0 = 0$

$$\tilde{K}_{Ic} = K_{Ic} + \left(\frac{\sigma_{ск}}{7.431} \right)^3 \left[\left(\frac{1}{\sigma_{0.2}^4} \right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \right] - k_w \cdot W \quad (5.7)$$

Для прогнозирования влияния предварительной циклической деформации на \tilde{K}_{Ic} необходимо определить K_{Ic} исходного материала в соответствии с / 21 /. Из уравнения (1.31) по известному пределу текучести определяем $\sigma_{ск}$ для неповрежденного материала. Величину $\sigma_{0.2}^4$ определяем из зависимости (рис. 5.16), построенной по результатам исследования закономерностей неупругого деформирования материала. Параметр k_w можно определить следующим образом. При испытании гладкого образца на цик-

лическую прочность при заданной амплитуде упругоэластической деформации ε_a , после появления поверхностной макротрещины длиной 0,5...1,5 мм испытания останавливают. Затем трещину вырашивают с соблюдением необходимых рекомендаций / 21 / и определяют вязкость разрушения $(\bar{K}_{Ic})_{min}$, Из формулы (5.5)

$$k_w = \frac{(\bar{K}_{Ic})_{max} - (\bar{K}_{Ic})_{min}}{W - W_0} \quad (5.8)$$

На рис. 5.19,6 нанесены расчетные зависимости сопротивления хрупкому разрушению стали 15Х2МФА(III) при статическом нагружении от удельной энергии неупругой деформации. Учитывая, что для стали 15Х2МФА(III) при относительной наработке $\bar{N} = 0,3$ критерий (I.20) не выполняется и что определению K_{Ic} по экспериментальным данным в диапазоне $\bar{N} = 0,3...0,85$ не будет достаточно строгим, расчетные зависимости $\bar{K}_{Ic} - W$ строили следующим образом. Определяли напряжение скола из уравнения (I.34), которое при $K_{Ic} = 65,3 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ и $\sigma_{q2} = 951 \text{ МПа}$ равно 2900 МПа. Используя экспериментальную зависимость $\sigma_{q2}^u - N$ для $\varepsilon_a = 0,3\%$ (рис. 3.9) по уравнению (I.34), при $\sigma_{ск} = \text{const}$ рассчитывали зависимость $\bar{K}_{Ic} - \bar{N}$ ($\bar{N} < 0,3$) (рис. 5.15). Далее, построив линию через расчетную ($\bar{N} = 0,3, \bar{K}_{Ic} = 63,7 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$) и экспериментальную ($\bar{N} = 0,6, \bar{K}_{Ic} = 53 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$) точки, получаем зависимость $\bar{K}_{Ic} - \bar{N}$ ($\bar{N} > 0,3$) по которой определяем коэффициент прилического округления $k_w = 0,0358 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}} / (\text{МДж}/\text{м}^3)$.

Зависимости $\bar{K}_{Ic} - \bar{N}$ при $\bar{N} \leq 0,3$ для других значений ε_a рассчитывается аналогично, а при $\bar{N} > 0,3$ по формуле (5.7) при $k_w = 0,0358 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}} / (\text{МДж}/\text{м}^3)$.

Как следует из рис. 5.15, а также табл. 5.4, расчетные и экспериментальные зависимости удовлетворительно согласуются за исключением $\bar{N} = 0,3$, где как отмечалось выше при опреде-

Таблица 5.4

Сравнение расчетных и экспериментальных данных
по вязкости разрушения K_{Ic} стали 15Х2МФА(Ш)
при 293 К

$\varepsilon_a, \%$	σ_{a2}^4 МПа	\bar{N}	$K_{Ic} (K_c)$ МПа $\sqrt{м}$		Потребность, %
			экспер.	расчетн. ⁼⁼	
0	954	0	65,3	-	-
0,3	930	0,3	73,0	68,7	5,9
0,3	930	0,6	60	53,1	11,5
0,45	820	0,3	91,0	88,4	2,9
0,45	820	0,6	58,5	72,8	24,4
0,7	800	0,3	120	92,9	22,5
0,7	800	0,85	48,3	64,2	32,9

⁼⁼ расчет проводили по формуле (5.6)

⁼⁼⁼ σ_{a2}^4 определяли при относительной наработке $\bar{N} = 0,3$.

лении K_{fc} условия плоской деформации не выполнялись.

По аналогии с уравнением (5.6) динамическая вязкость разрушения стали 15Х2МФА(III) с учетом циклической наработки (рис. 5.18)

$$\tilde{K}_{DC} = K_{DC} + \left(\frac{\sigma_{ск}}{7,431} \right)^3 \left[\left(\frac{1}{\sigma_{0,2}^d} \right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{0,2}^{d'}} \right)^2 \right] - k_w' (W - W_0) \quad (5.9)$$

где $\sigma_{0,2}^d$, $\sigma_{0,2}^{d'}$ — соответственно динамический предел текучести исходного материала и материала подвергнутого циклическому нагружению, K_{DC} — динамическая вязкость разрушения исходного материала.

Коэффициент k_w' определяют аналогично k_w

$$k_w' = \frac{(\tilde{K}_{DC})_{max} - (\tilde{K}_{DC})_{min}}{W - W_0}$$

Аналогичным образом оценивается влияние предварительного циклического нагружения на минимальную циклическую вязкость разрушения K_{fc}^I .

Таким образом, предварительное упругопластическое деформирование на стадии до зарождения трещины оказывает существенное влияние на характеристики сопротивления хрупкому разрушению при статическом, циклическом и динамическом нагружениях. Это обстоятельство необходимо учитывать при расчетах долговечности ответственных конструкций по критериям хрупкой прочности.

Как известно, одной из основных причин хрупкого разрушения является повторное нагружение деталей в условиях эксплуатации, причем отрицательное влияние его при понижении температуры возрастает. Охрупчивание материала имеет место уже при напряжениях, меньших предела усталости / 295 /.

Ниже приведены результаты исследования эксплуатационной наработки на сопротивление хрупкому разрушению стали 20Х — ма-

тернала корпуса автосцепки грузового вагона / 464, 465 /. Характеристики механических свойств стали 20Л, полученные на образцах, вырезанных из зоны концентрации напряжений корпусов автосцепок, проработавших разное время в эксплуатации, приведены в табл. 5.5. Компактные образцы толщиной 11 мм для испытаний на трещиностойкость изготавливались из перемички хвостовика корпуса автосцепки (рис. 4.41). Исследование циклической трещиностойкости проводили в соответствии с рекомендациями / 20, 133, 138 / при $R = 0,1$. Увеличение наработки с 11 до 31 года (рис. 5.19) существенно снижает критические КМН K_{fc}^1 , K_{fc}^K и K_{ic} при 213 К. При этом характеристикой, наиболее чувствительной к увеличению эксплуатационной наработки, является минимальная циклическая вязкость разрушения. С увеличением наработки с 11 до 31 года K_{fc}^1 снижается примерно в 2 раза. Из сравнения характеристик K_{fc}^1 и K_a^{max} следует, что отношение K_a^{max}/K_{fc}^1 увеличивается с 1,6 при $t = 11$ лет до 2,6 при $t = 31$ год. С увеличением эксплуатационной наработки происходит также увеличение отношения K_{fc}^K/K_{ic} , которое при $t = 31$ год составляет 1,9.

Следует отметить, что поскольку при определении $K_a^{5\%}$, K_a^{max} , K_{fc}^K (наработка 11...31 год) и K_{fc}^1 (наработка 11 лет) при 213 К условие плоской деформации не выполнялось (по виду диаграмм $P-V$), эти характеристики являются в известной степени условными и могут быть сопоставлены только при одинаковых размерах образцов и длинах трещины. Вязкое подрастание трещины, предшествующее квазихрупкому разрушению при статическом нагружении при 213 К, имело место только на образцах с минимальной наработкой.

На основе вышеприведенного анализа зависимостей сопротивления хрупкому разрушению стали 20Л при статическом и циклическом нагружении можно заключить следующее. В условиях низких

Таблица 5.5

Характеристики трансформаторов

стали 2011

Нагрузка, т/к	Т, К	δ_c	МПа			
			$K_{5\%}$	K_{max}	K_{fc}	K_K

II	213	—	45	73	47,3	64
	293	24	—	—	—	—
2I	213	—	43	72	36	50
	293	14	—	—	—	—
3I	213	—	—	60	27	47
	293	—	—	—	—	—
доз нагрузка 293		30	—	—	—	—

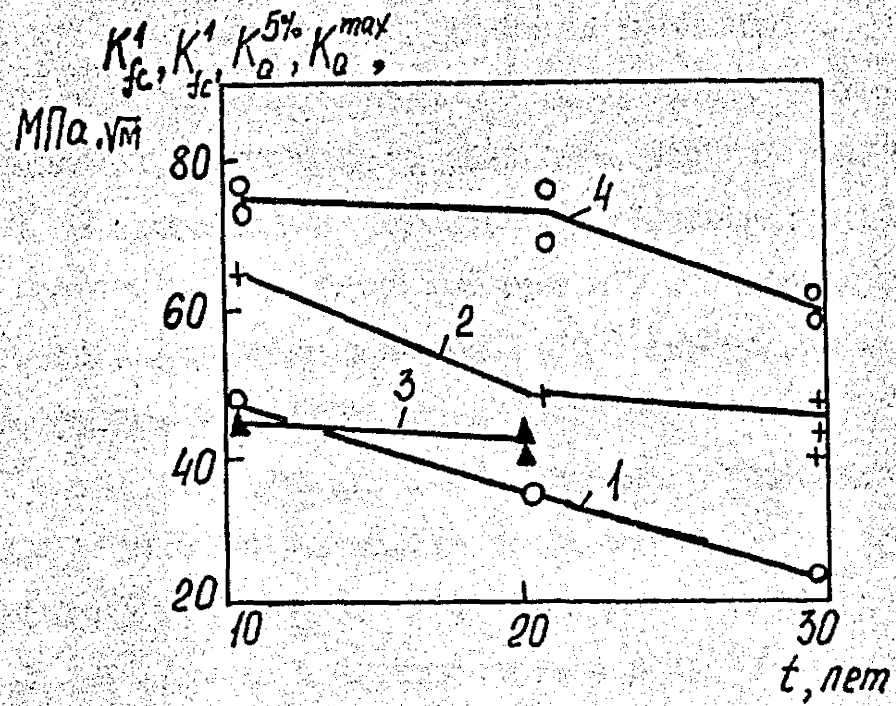


Рис. 5.19. Зависимость критических КИН K_{fc}^1 (1), K_{fc}^k (2), $K_a^{5\%}$ (3), K_a^{max} (4) стали 20Л при 213 К от эксплуатационной наработки.

климатических температур расчет на хрупкую прочность материала автосцепок необходимо проводить по критическим КМН при циклическом нагружении с учетом влияния на эти характеристики эксплуатационной наработки. Поскольку при температуре 293 К применение параметров линейной механики разрушения для оценки сопротивления разрушению образцов с трещиной (толщина II мм) из стали 20Л при статическом нагружении не правомерно, был использован подход нелинейной механики разрушения, базирующийся на определении критического раскрытия вершины трещины.

На рис. 5.20 представлена зависимость критического раскрытия вершины трещины δ_c стали 20Л при 293 К от эксплуатационной наработки. Раскрытие трещины δ_c определяли по нагрузке, соответствующей 5% секущей на диаграмме $P-V$. Характеристика δ_c оказалась весьма чувствительной к увеличению наработки: при увеличении наработки до 31 года δ_c стали 20Л уменьшается почти в 3 раза по сравнению с исходным состоянием — с 50 до II мм. В соответствии с /45,46/ для условий плоского напряженного состояния раскрытие трещины может быть определено

$$\delta_c = K_{Ic}^2 / \sigma_T E$$

Поскольку (как отмечалось выше) с увеличением эксплуатационной наработки предел текучести стали 20Л увеличивается, в соответствии с приведенной формулой раскрытие трещины должно уменьшаться.

Полученные данные о влиянии эксплуатационной наработки на критические КМН при статическом $K_{\alpha}^{5\%}$, K_{α}^{max} и циклическом K_{fc}^I , K_{fc}^K нагружении, а также критическое раскрытие вершины трещины образцов из стали 20Л при статическом нагружении наводятся в соответствии с результатами, полученными другими авторами. Так, в работах /161, 462 /, получено существенное

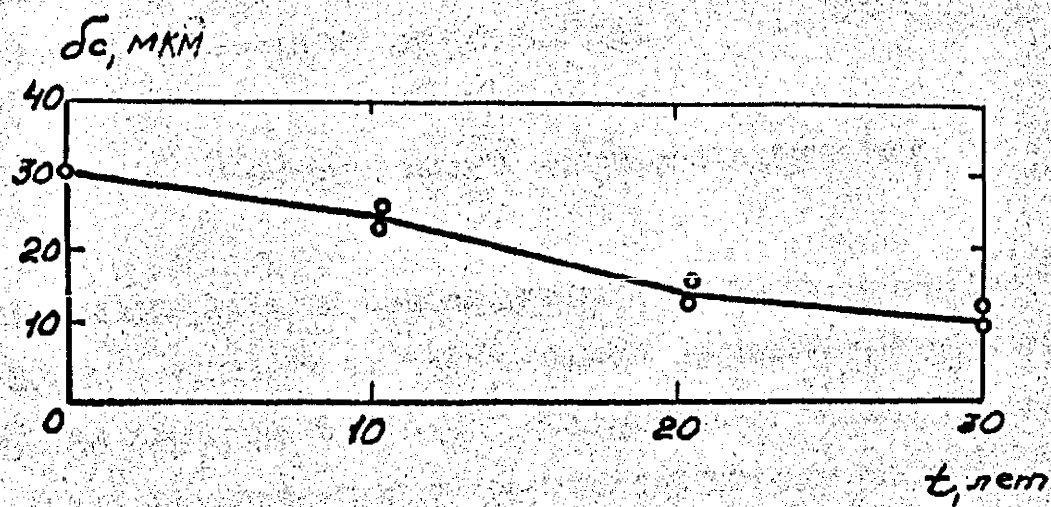


Рис. 5.20. Зависимость критического раскрытия вершины трещины в образцах из стали 20Л при 293 К от эксплуатационной наработки.

снижение вязкости разрушения K_{Ic} железа после однократного пластического деформирования (прокатка) и уменьшение критического раскрытия трещины в корпусной теплоустойчивой стали А-533В (0,23 C ; 1,5 Mn ; 0,5 Ni ; , 0,5 Mo) и высокопрочных сталях HT 80 и HT 130 после предварительной пластической деформации на 10%. Однако в работе / 466 / отмечается различный характер изменения интенсивности освобождения упругой энергии деформации G_{Ic} стали 20 (0,24%) в зависимости от продолжительности циклической наработки при $N_T = 10^5$ циклов.

5.6. Влияние предварительного теплового нагружения

Исследование влияния предварительного теплового нагружения образцов с трещиной на сопротивление хрупкому разрушению проводили на сервогидравлической испытательной машине Гидро-пульс 400 кН при внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 25 и 50 мм (рис. 2.5). В процессе испытаний $P-V$ (T 293...623 K) определяли раскрытие вершины трещины и перемещение по линии действия силы (рис. 2.9). Диаграммы и $P-\delta$ записывались на двухкоординатный самописец, а также магнитный диск.

ПТН компактных образцов толщиной 50 мм осуществляли по трех схемах (рис. 5.2I). Параметры ПТН представлены в табл.5.6.

Кроме указанных трех схем нагружения для компактных образцов толщиной 50 мм была реализована еще одна схема, в которой после перегрузки образца с трещиной при T_1 и разгрузки при $T_2 = T_1$ образец подвергался циклическому нагружению определенное число циклов. Затем образец охлаждался до температуры T_3 и статически разрушался. Во всех случаях разрушение образцов проводили при комнатной температуре. Исходные усталостные трещины выращивали в соответствии с / 2I /. При этом

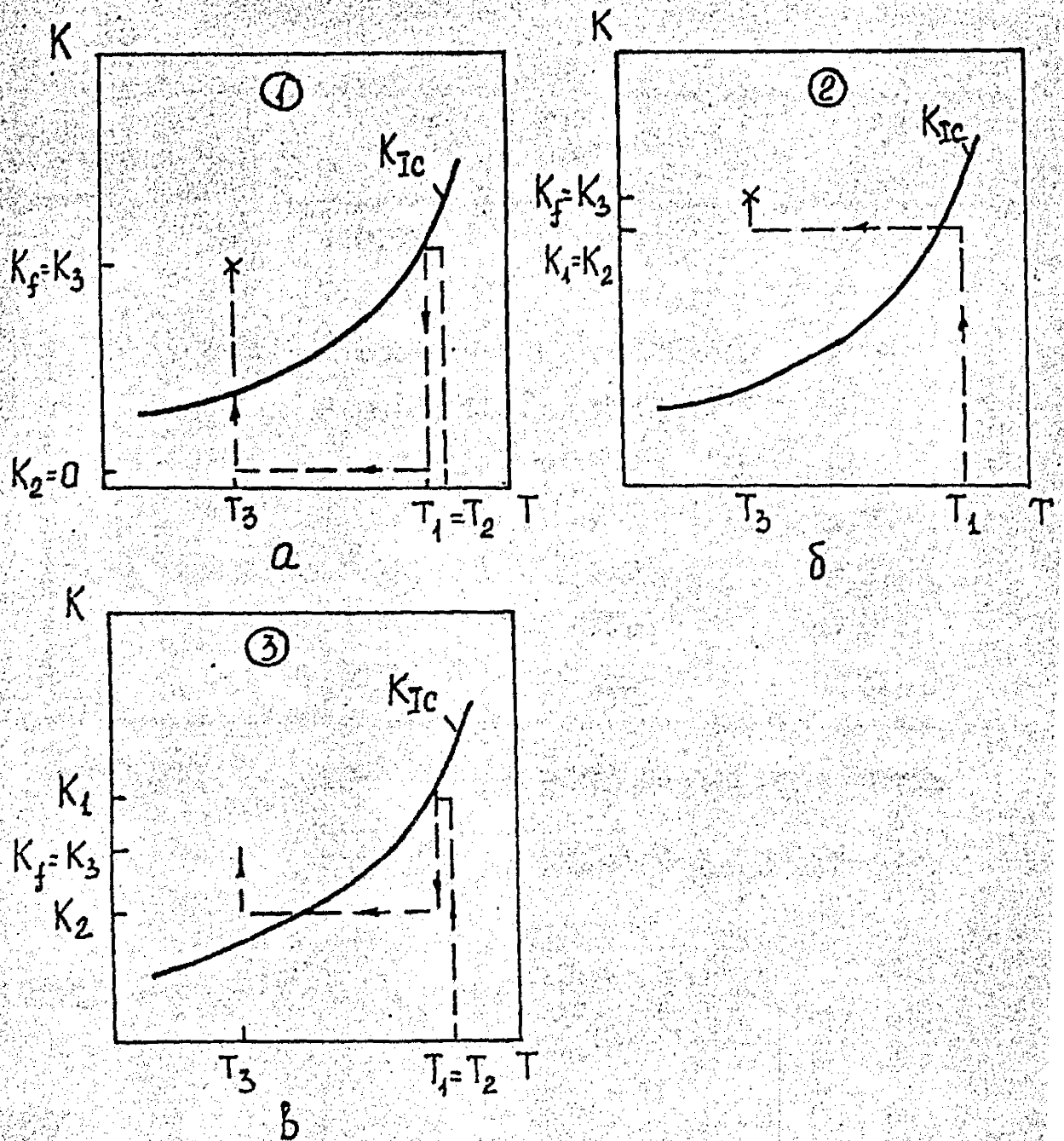


Рис. 5.2I. Схема ПТН компактных образцов толщиной 50 мм.
 а – с полной разгрузкой, б – без разгрузки,
 в – с частичной разгрузкой.

Таблица 5.6

Параметры ПТН компактных образцов
толщиной 50 мм

Схема нагружения	T_1, K	\bar{K}_1^*	T_2, K	\bar{K}_2^{**}
I	573	0,85	300	0
I	423	0,85	150	0
I	373	0,85	100	0
I	423	0,7	150	0
I	423	0,85	150	0
2	423	0,7	150	0,5
2	423	0,85	150	0,7
2	423	0,7	150	0,7
3	423	0,85	150	0,85

≡ $\bar{K}_1 = K_1 / K_{Ic}$ где K_{Ic} определяли при температуре T_1 ;

≡ $\bar{K}_2 = K_2 / K_{Ic}$ где K_{Ic} определяли при температуре $T_2 = T_1$;

на последнем этапе для образцов толщиной 50 мм контролировали нерегулярный рост усталостной трещины, а нагрузку прекращали в момент перехода от стадии задержки к непрерывному РУТ (п. 4.6). Это обеспечивало получение минимального значения критического КИН (п. 6.5).

Было исследовано влияние ПТИ компактных образцов толщиной 25 мм на сопротивление хрупкому разрушению стали 15ХЖМА(Ш).

Схемы ПТИ компактных образцов толщиной 25 мм приведены на рис. 5.22. Исходные усталостные трещины выращивали при комнатной температуре при частоте нагружения 25 Гц и $\lambda = 0,1$. На последней стадии скорость РУТ не превышала $1 \cdot 10^{-8}$ м/цикл. После этого нагрузку увеличивали до уровня $K_{max} = 30 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}} > K_{fc}^1$ и при частоте 5 Гц нагружали N_c циклов до получения хрупкого скачка трещины. Затем, испытания проводили в соответствии с указанными схемами (рис. 5.22).

По схеме I образец подвергался циклическому нагружению при $K_{max} \approx 31 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ при 293 К. Количество циклов нагружения $N = 0,95 N_c$. Затем, нагрузку уменьшали до нуля, поднимали температуру до 623 К и образец статически нагружали до уровня $K_1 = K_{ic293k}$ с выдержкой при этой нагрузке в течение 5 часов. После чего образец разгружали, отключали нагрев и охлаждение образца проводили вместе с печью. Далее образец испытывали на вязкость разрушения по стандартной методике. Схема 2 аналогична схеме I, за исключением того, что $K_{max} = 33 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ и выдержка образца при 623 К в течение 5 часов происходила в разгруженном состоянии.

По схеме 3 циклическое нагружение также осуществляли при температуре 293 К. Затем, температуру поднимали до 623 К и производили однократную перегрузку $K_1 > K_{ic293k}$. После чего образец охлаждали до 293 К и определяли K_f .

В соответствии со схемой 4 образец циклически нагружали

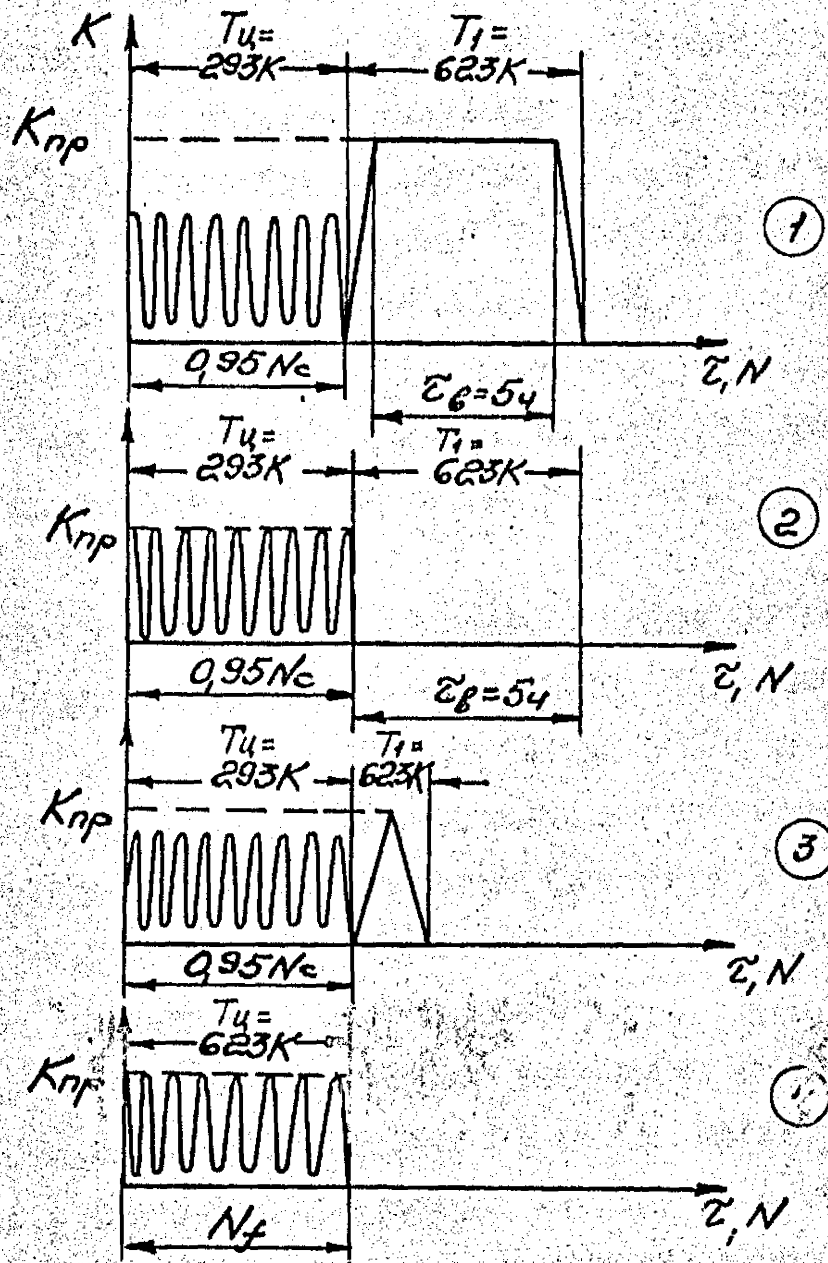


Рис. 5.22. Схема ПТН компактных образцов с трещиной ($t = 25 \text{ mm}$).

при температуре 623 К до определенного числа циклов при различных значениях K_{max} . Затем образец разгружали, снижали температуру и при 293 К определяли критический КИН K_f при статическом нагружении. Следует отметить, что все изломы разрушенных образцов были хрупкими, без видимого подрастания трещины. Диаграммы $P-V$ были линейны вплоть до разрушения.

Результаты исследования представлены на рис. 5.23, 5.24 и в табл. 5.7. С увеличением уровня ПТН без выдержки при 623 К от $K_I = 70$ до 114 МПа $\sqrt{м}$, критический КИН K_f стали 15Х2МФА(III) при 293 К увеличивается до уровня 140 МПа $\sqrt{м}$ (рис. 5.23), что более чем в 2 раза выше вязкости разрушения K_{Ic} исходного материала, определяемой по стандартной методике / 21 /.

Увеличение уровня K_{max} на стадии предварительного циклического нагружения при 623 К также приводит к увеличению критического КИН K_f стали 15Х2МФА(III) при 293 К. Из рис. 5.23 также следует, что при одинаковом максимальном значении КИН на стадии предварительного нагружения, циклическое нагружение приводит к большему (примерно в 1,5 раза) увеличению K_f при 293 К по сравнению со статическим.

Однако, в одном случае получено совпадение критического КИН K_f стали 15Х2МФА(III) при 293 К после одинакового уровня статической и циклической перегрузки ($K_{max} = K_I$) образца с трещиной при 623 К. Причем, в этом случае длины трещины были достаточно близки ($l = 20,85$ мм и 17,56 мм соответственно для статического и циклического предварительного нагружения). В то же время, в двух других случаях предварительного циклической перегрузки длина трещины составила соответственно 25,90 и 25,96 мм. Поэтому различное влияние предварительной статической и циклической перегрузки на K_f может быть объяснено несоблюдением подобия напряженного деформированного состоя-

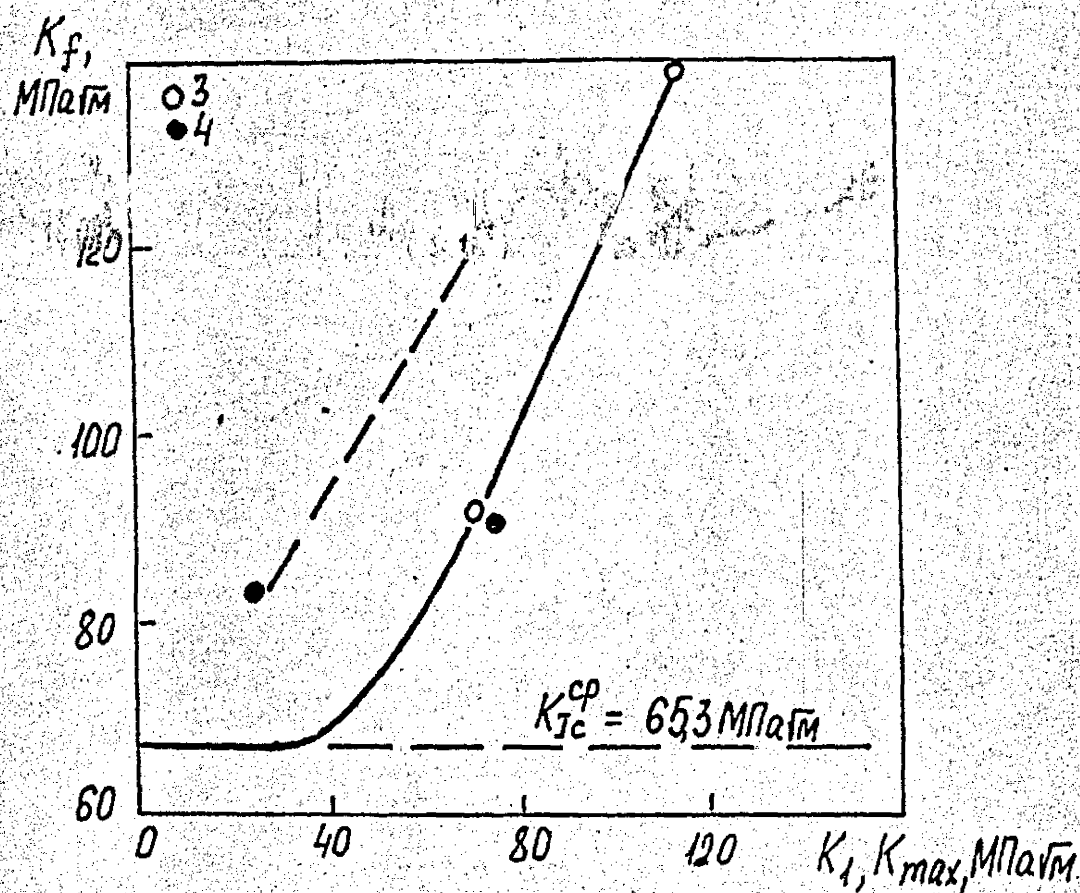


Рис. 5.23. Зависимость критического КИН K_f стали 15Х2МФА(III) при 293 К от уровня однократной K_1 (3) и циклической K_{max} (4) перегрузки.

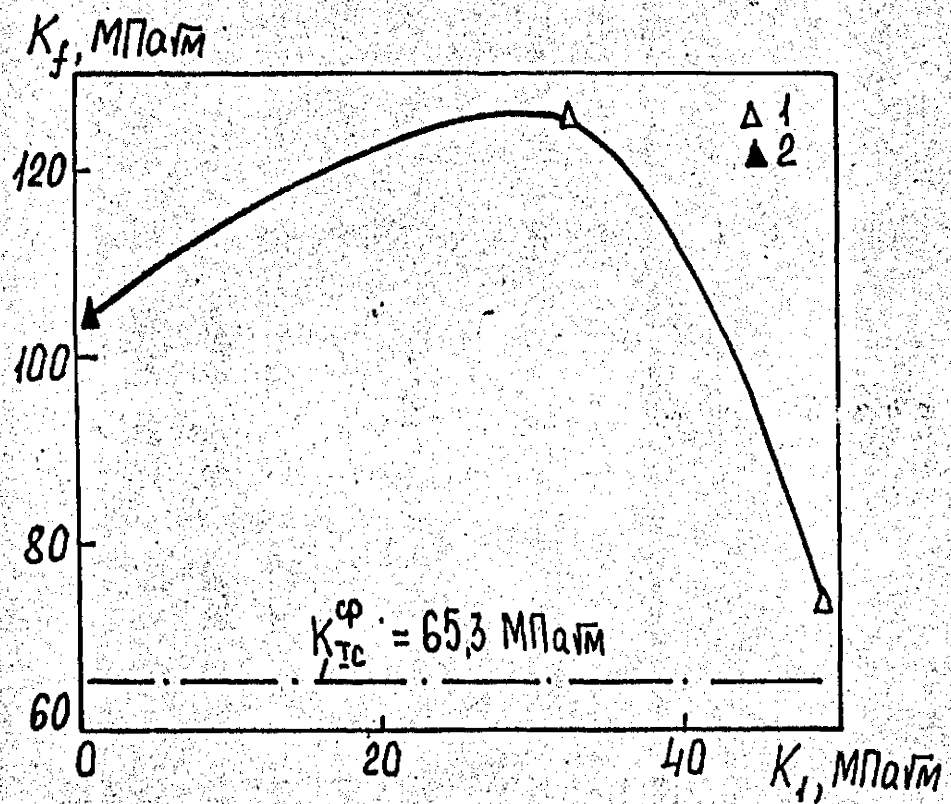


Рис. 5.24. Зависимость критического КИН K_f и \bar{K}_f отали 15Х2МФА(Ш) при 293 К от уровня K_1 при выдержке в течении 5 часов при 623 К ($t = 25 \text{ мм}$).

Таблица 5.7

Влияние режимов ПТН на сопротивление хрупкому разрушению
стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К $t = 25$ мм (рис. 5.16)

№ ПТ	№ СХЕМЫ	T_0 , К	K_{max} , МПа/мм	$\frac{K_{max}}{K_{IC}}$	N , цикл	Δl , мм	T_1 , К	K_I , МПа/мм	\bar{K}_I	$\bar{\sigma}_b$, МПа	K_f , МПа	\bar{K}_f	l , мм	P_{max} , кН	P_I , кН	P_f , кН
1	1	293	31,6	0,47	1750	0,18	623	31,6	0,20	5	126	1,86	18,16	26,3	26,3	105
2	1	293	30,8	0,46	800	0,06	623	49,9	0,33	5	74	1,09	18,62	25,0	40,5	60,0
3	2	293	33,3	0,49	3800	0,15	623	0	0	5	104	1,53	20,68	24,5	0	76,5
4	3	293	30,8	0,46	1800	0,16	623	114	0,75	—	110	2,07	16,87	—	100	123
5	3	623	10,2	0,06	$1 \cdot 10^5$	2,83	623	70,0	0,46	—	92	1,36	20,85	7,5	50	67,4
6	4	623	23,4	0,15	$2,9 \cdot 10^4$	3,45	—	—	—	—	83	1,22	25,90	13,0	—	46,2
7	4	623	71,5	0,47	4700	4,65	—	—	—	—	120	1,77	25,96	39,0	—	65,0
8	4	623	70,2	0,45	300	0,31	—	—	—	—	89	1,32	17,56	60,0	—	76,0

ния, обусловленного различными длинами трещины.

Существенное, хотя и неоднозначное влияние на сопротивление хрупкому разрушению оказывает уровень K_I при испытаниях с выдержкой. Увеличение K_I до $30,8 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ при выдержке в течение 5 часов в условиях температуры 623 К приводит к увеличению примерно в 1,3 раза критического КИН K_f по сравнению с выдержкой образца без нагрузки (рис. 5.24). Однако, дальнейшее увеличение K_I до $49,9 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ существенно снижает сопротивление хрупкому разрушению стали 15Х2МФА(III).

Предварительное тепловое нагружение характеризовалось следующими параметрами: $\bar{K}_f = K_f / K_{Ic}$ здесь K_{Ic} — критический КИН при температуре разрушения образцов после ПТН, т.е. при 293 К; $\bar{K}_{Iq} = K_I / K_q^{5\%}$, $K_q^{5\%}$ — соответствует критическому КИН при температуре ПТН T_1 ; $\bar{K}_z = K_z / K_q^{5\%}$, $K_q^{5\%}$ — соответствует критическому КИН при температуре $T_z = T_1$.

На рис. 5.25 представлена зависимость критического КИН от температуры перегрузки T_1 при $\bar{K}_I = 0,85$. Численные значения критических КИН K_f , а также параметров ПТН приведены также в табл. 5.8.

Увеличение температуры ПТН T_1 от 373 до 573 К вначале увеличивает, а затем снижает сопротивление хрупкому разрушению стали 15Х2МФА(II) и стали 15Х2МФА(III) при 293 К. При этом при температуре 423 К достигается максимальное абсолютное значение

$K_f = 171 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ для стали 15Х2МФА(II). Наибольшее относительное увеличение критического КИН (в 3,2 раза) получено для максимально охрупченной стали 15Х2МФА(III). Качественно зависимости K_f для сталей и сварного шва от температуры перегрузки T_1 совпадают с температурными зависимостями вязкости разрушения при статическом нагружении при отсутствии перегрузки, определяемой стандартным методом (рис. 5.25). Это свидетельствует о том, что абсолютное значение критического КИН K_f

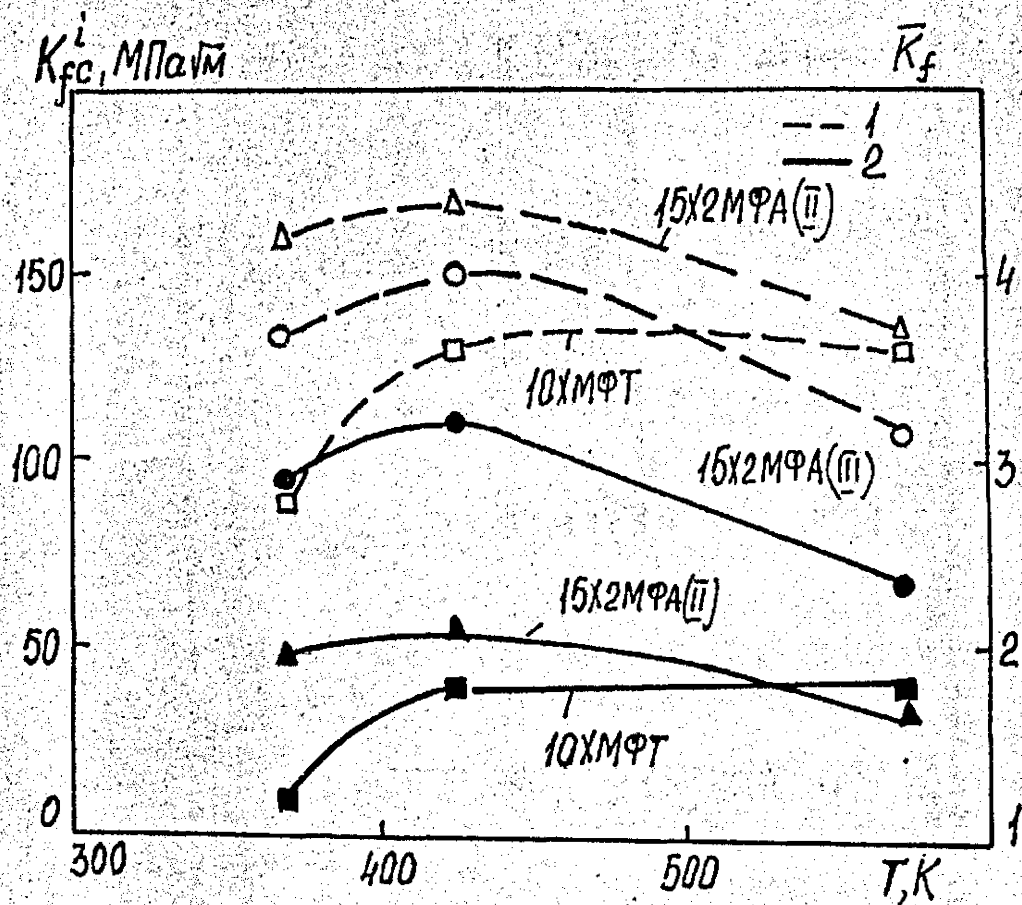


Рис. 5.25. Зависимость критического КИН K_f (1) и \bar{K}_f (2) от температуры ПТН T_1 при $\bar{K}_1 = 0,85$, $K_2 = 0$

Таблица 5.3
Величины $l_{\text{нп}}$ на соответствующую крутилку деформации
материалов при 293 К ($\epsilon = 50 \text{ км}$)

Материал	№ схемы (рис. 5.2)	T, K	K_1 МПа/мм	K_1/K_{1c}	T_z, K	K_z МПа/мм	K_z/K_{1c}	K_t МПа/мм	K_{tp} МПа/мм	K_t/K_{1c}	Поправка носите, %
I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Сталь 15Х2СМНА(III)	I	373	127	0,85	373	0	0	133	118	2,83	11,3
	I	423	162	0,85	423	0	0	150	143	3,21	4,7
	I	573	122	0,85	573	0	0	107	30	2,27	15,8
	I	423	133	0,7	423	0	0	149	122	3,18	18,1
	2	423	147	0,7	423	105	0,5	154	130	3,27	15,6
	2	423	153	0,85	423	127	0,7	162	135	3,44	16,7
	3	423	133	0,7	423	133	0,7	146	118	3,10	19,1
	3	423	143	0,85	423	143	0,85	153	126	3,27	17,6
	I	373	154	0,85	373	0	0	159	-	1,97	-
	I	423	144	0,85	423	0	0	171	-	2,1	-
Сталь 15Х2СМНА(II)	I	573	177	0,85	573	0	0	135	-	1,66	-
	I	423	106	0,7	423	0	0	174	-	2,15	-
	2	423	118	0,85	423	96	0,7	128	-	1,58	-
	3	423	117	0,85	423	117	0,85	140	-	1,73	-
	3	423	117	0,85	423	117	0,85	140	-	1,73	-

Продолжение табл. 5.8

I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Сварной шов	I	373	86	0,85	373	0	0	99	-	1,19	
Св. ЮХИМТ(П)	I	423	103	0,85	423	0	0	129	-	1,71	
	I	573	121	0,85	573	0	0	130	-	1,74	
	2	423	121	0,85	423	99	0,7	122	-	1,62	
	3	423	131	0,85	423	131	0,85	142	-	1,89	

§ Погрешность определяли как $(K_f - K_{fp}) 100\% / K_f$

в значительной мере определяется уровнем K_I .

Сварной шов IOXMT(П) имеет наименьшее сопротивление хрупкому разрушению после ИТН ($T_1 = 373$ и 423 К) по сравнению с основным металлом — сталью I5X2MFA(П) и I5X2MFA(Ш). Указанное соотношение критических K_{II} K_f для основного металла и сварного шва также качественно совпадает с соотношением критических K_{II} K_{Ic} указанных материалов в исходном состоянии.

Увеличение уровня перегрузки от $\bar{K}_1 = 0,7$ до $0,85$ при температуре $T_1 = 423$ К практически не влияет на критический K_{II} K_f стали I5X2MFA(П) и стали I5X2MFA(Ш) (рис. 5.26). Можно предположить, что указанная закономерность будет сохраняться и для сварного шва IOXMT(П). В соответствии с [21] циклическое нагружение на конечной стадии выращивания усталостной трещины не влияет на K_{Ic} , если соблюдается следующее соотношение

$$K_{max f} \leq 0,6(\sigma_{T1}/\sigma_{T2}) K_{Ic}, \quad (5.10)$$

где σ_{T1} , σ_{T2} — соответственно предел текучести при температуре выращивания исходной усталостной трещины и температуре испытаний на K_{Ic} .

В соответствии с формулой (5.10), переход от горизонтально-го участка к восходящему на рис. 5.26 будет для стали I5X2MFA(П) при $\bar{K}_1 = 0,27$ и сварного шва IOXMT(П) при $\bar{K}_1 = 0,26$ для которых неизвестны пределы текучести σ_{T1} , и для стали I5X2MFA(Ш) при $\bar{K}_1 = 0,13$. Из приведенных результатов (рис. 5.26) следует практический важный вывод о том, что одинакового сопротивления хрупкому разрушению после ИТН можно достичь при существенно более низком (на 17%) уровне предварительной перегрузки K_I .

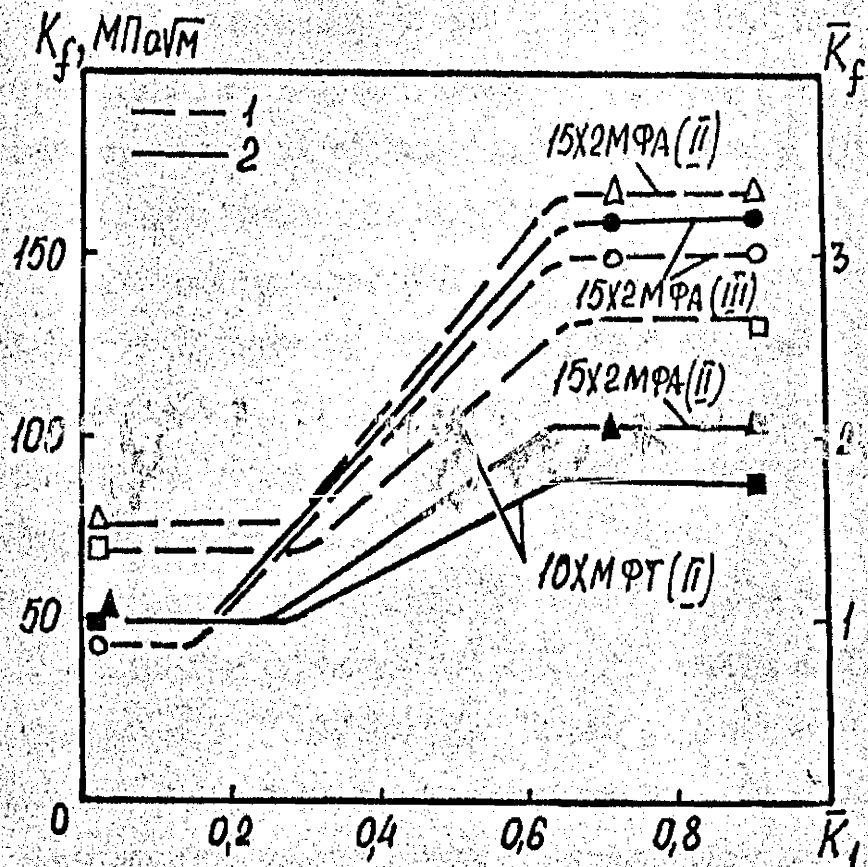


Рис. 5.26. Зависимость критического КИП K_f (1) и \bar{K}_f (2) стали $15\text{X}2\text{M}\Phi\text{A}(\text{II})$, $15\text{X}2\text{M}\Phi\text{A}(\text{III})$ и сварного шва $10\text{X}М\Phi\text{T}(\text{II})$ при 293 К от степени перегрузки при 423 К. $K_2 = 0$, $t = 50$ мм.

Уровень разгрузки практически не влияет на критический КИН K_f стали 15Х2МФА(III) при 293 К ($\bar{K}_z = 0...0,85$) и сварного шва 10ХНМТ(II) ($\bar{K}_z = 0...0,7$) (рис. 5.27).

Изменение величины разгрузки обуславливает различный уровень остаточных напряжений сжатия в области вершины трещины следовательно, для указанных материалов и режимов ПТН остаточные напряжения не являются определяющими в формировании высокого сопротивления хрупкому разрушению при статическом нагружении

K_f . Однако, для стали 15Х2МФА(II) увеличение K_z от 0 до 0,7 уменьшает критический КИН K_f . Это свидетельствует, что остаточные сжимающие напряжения играют определенную роль в формировании положительного эффекта ПТН для стали 15Х2МФА(II) которая является в исходном состоянии более пластичной по сравнению со сталью 15Х2МФА(III).

При более высоких значениях $K_z = 0,7...0,85$ увеличение уровня K_z повышает критический КИН K_f стали 15Х2МФА(II) и металла сварного шва 10ХНМТ(II). Таким образом при данных режимах ПТН для указанных материалов основным фактором, определяющим разрушение образца с трещиной является затупление трещины, которое увеличивается с уменьшением степени разгрузки ($K_1 - K_z$).

Экспериментальные данные о влиянии ПТН на сопротивление хрупкому разрушению стали 15Х2МФА(III) сравнивались с расчетной моделью Челла. Результаты расчета по формулам (1.71) – (1.76), приведенные на рис. 5.28 – 5.30 и в табл. 5.8, удовлетворительно совпадают с экспериментальными данными и дают консервативную оценку влияния ПТН на сопротивление хрупкому разрушению. Наиболее точное соответствие расчета и эксперимента получено для случая полной разгрузки образца после ПТН (рис. 5.21, а).

Следует отметить, что при всех схемах (рис. 5.21) ПТН подрастание трещины в процессе нагружения до K_1 (ступень I)

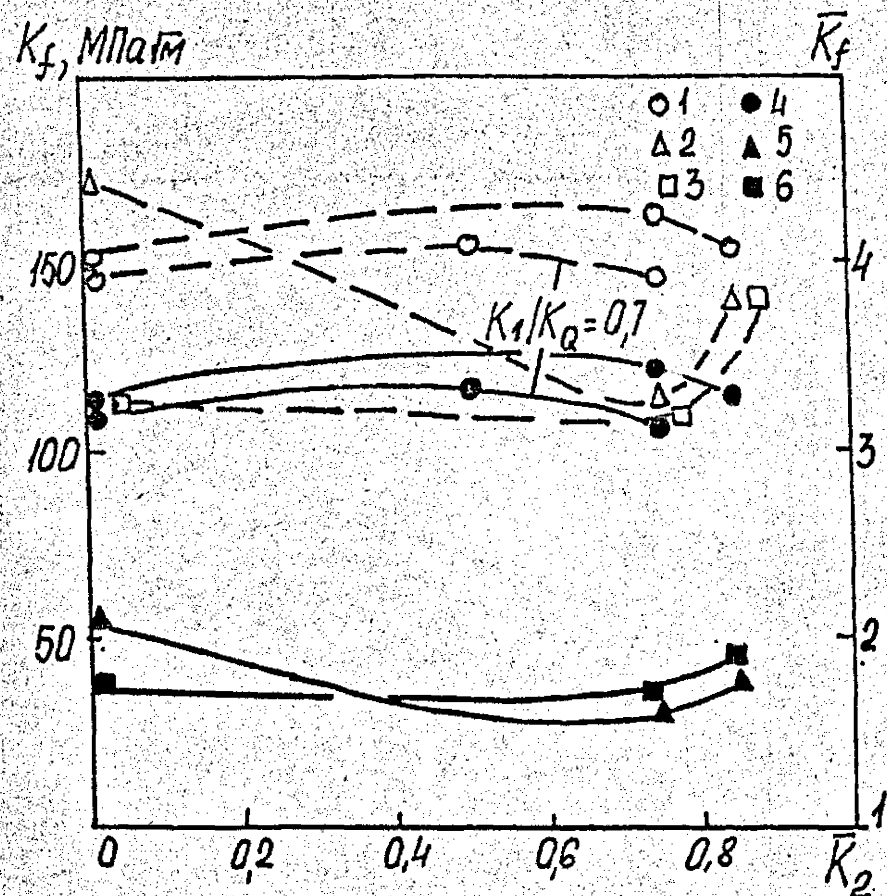


Рис. 5.27. Зависимость критического КИН K_f (1-3) и \bar{K}_f (4-6) стали I5X2MFA(Ш) (1,4), I5X2MFA(П) и сварного шва Св IOXMF(П) (3,6) от степени разгрузки; $T_1 = T_2 = 423$ К, $\bar{K}_1 = 0,85$.

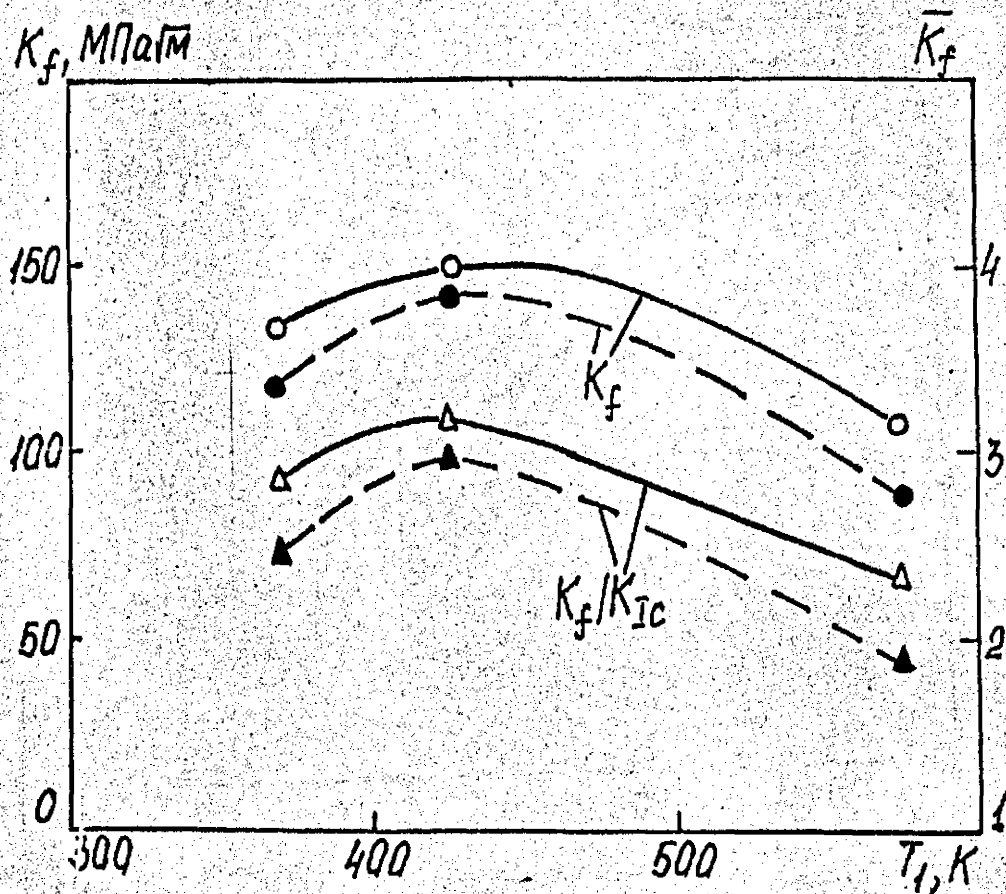


Рис. 5.28. Зависимость критического КИН K_f и \bar{K}_f стали 15X2MFA(III) от температуры ПТН T_1 при $K_1/K_{IC} = 0,85$, $K_2 = 0$; сплошные линии - эксперимент, пунктирные - расчет по модели Челла (формулы (I.71) - (I.76)).

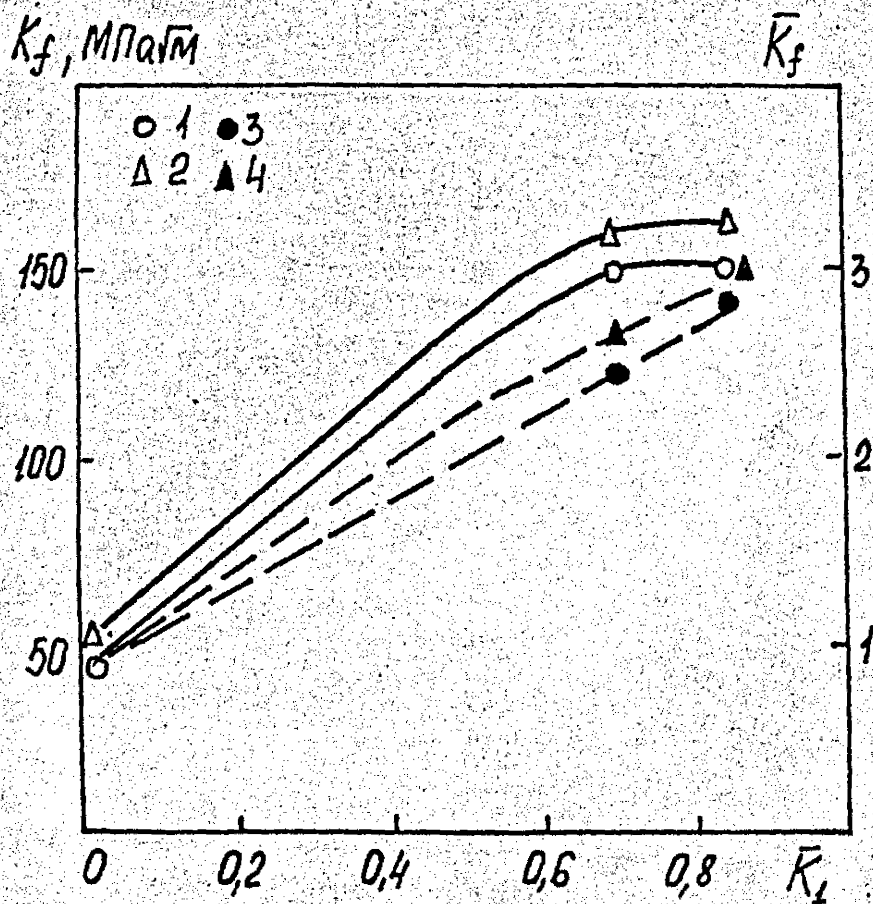


Рис. 5.29. Зависимость критического КИН K_f (1,3) и \bar{K}_f (2,4) стали 15X2MФА(III) от степени ПТН при $T_1 = T_2 = 423$ К, $K_2 = 0$.
1,2 - эксперимент, 3,4 - расчет.

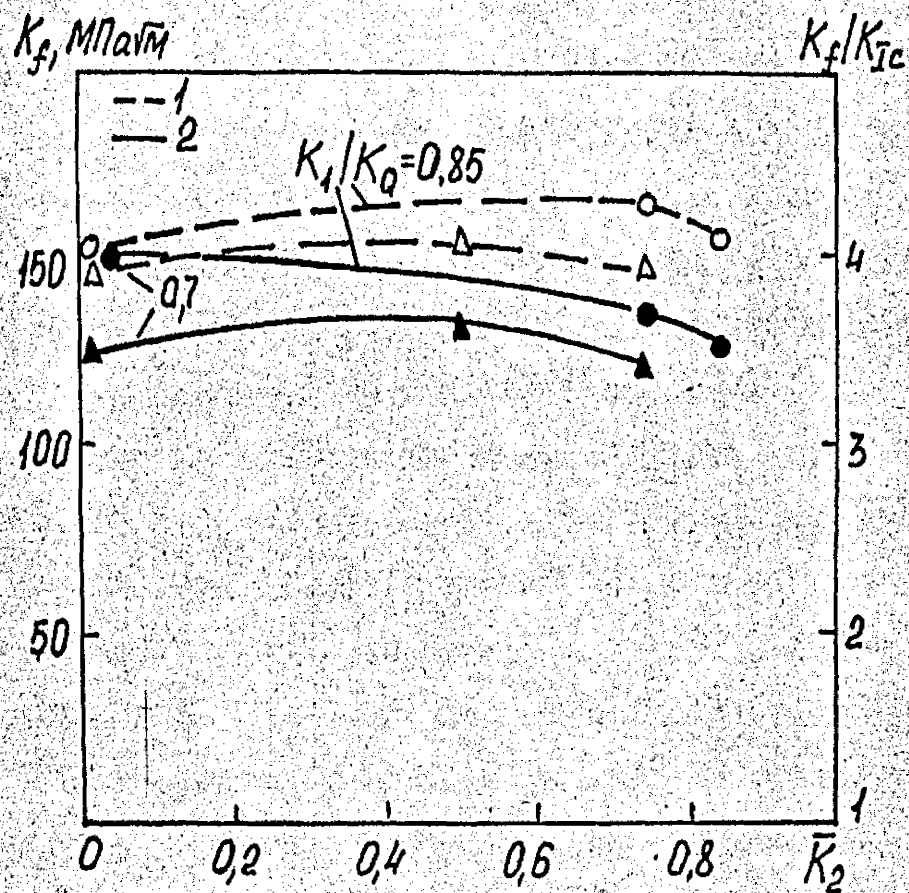


Рис. 5.30. Зависимость критического КИН K_f отали I5X2MFA(Ш) от степени разгрузки;
 $T_1 = T_2 = 423 \text{ K}$.
 1 – эксперимент; 2 – расчет по модели Челла.

а также в при охлаждении до температуры T_z , отсутствовало.

Ниже (рис. 5.31, 5.32 и табл. 5.9) приведены результаты исследования влияния циклического нагружения при температуре 573 К после ПТН на сопротивление хрупкому разрушению стали 15ХЗМФА(Ш). Испытания проводили при следующих уровнях циклического нагружения: $K_{max} = 55,8 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, что соответствует максимальному КИН в вершине поверхностной полуэллиптической трещины, расположенной вдоль образующей цилиндрической части корпуса реактора ВВЭР-440 глубиной 35 мм ($\bar{l} = 0,25$), при рабочем давлении $P = 12,5 \text{ кг/см}^2$; $K_{max} = 32 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, что соответствует полуэллиптической трещине в корпусе ВВЭР-440 глубиной 14 мм при таком же давлении. Были проведены также испытания после циклической нагрузки $K_{max} = 64,4 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, что соответствует уровню КИН для аналогичной трещины глубиной 35 мм при гидроопрессовке корпуса реактора ВВЭР-440 давлением $= 162,5 \text{ кг/см}^2$. Циклическое нагружение ($\Delta N = 200$ цикл) при 573 К после ПТН, даже при отсутствии подрастания трещины (рис. 5.31) усталости, приводит к некоторому (примерно на 7...10%) снижению критического КИН по сравнению с испытаниями в которых циклическое нагружение перед разрушением отсутствовало (рис. 5.21,а). Снижение эффекта ПТН после циклического нагружения без подрастания трещины связано с охрупчиванием материала в области вершины трещины. Причем, как и при однократном ПТН, уровень K_I практически не влияет на критический КИН K_I после циклического нагружения.

Из анализа результатов приведенных на рис. 5.32 следует, что циклическое нагружение перед разрушением не влияет на устойчивость эффекта ПТН, если в процессе циклического нагружения подрастание трещины не превышает 0,20 от размера пластической зоны (на первой ступени нагружения). Дальнейшее увеличение прироста трещины ($\Delta \bar{l} > 0,25$) при $K_{max} = 55,8$ и $64,4 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ уменьшает сопротивление хрупкому разрушению стали 15ХЗМФА(Ш) по

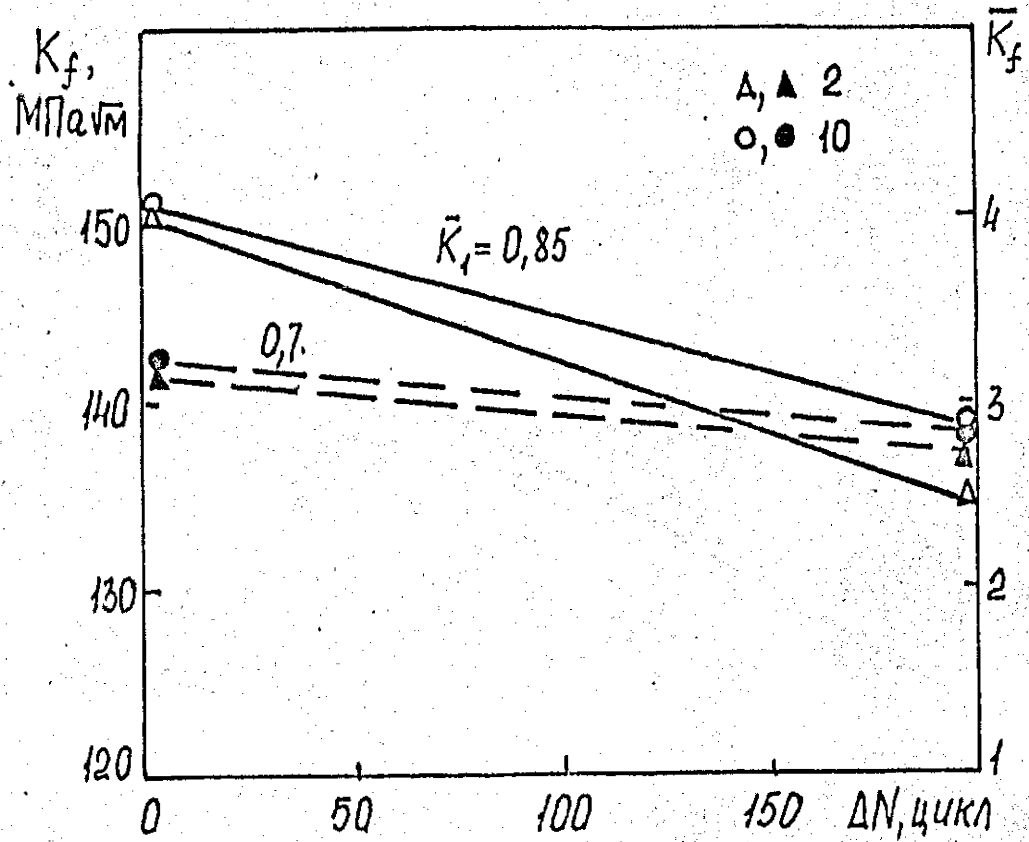


Рис. 5.3I. Зависимость критического КИН K_f (светлые точки) и \bar{K}_f (темные точки) стали I5X2MΦA(III) при 293 К от циклической наработки после ПТН при отсутствии подрастания трещины ($\Delta l / S_1 = 0$).
 $K_{\max} = 55,8$ (10) и $64,4$ МПа $\sqrt{\text{м}}$ (2), $t = 50$ мм
 Номер точки соответствует порядковому номеру в табл. 5.6.

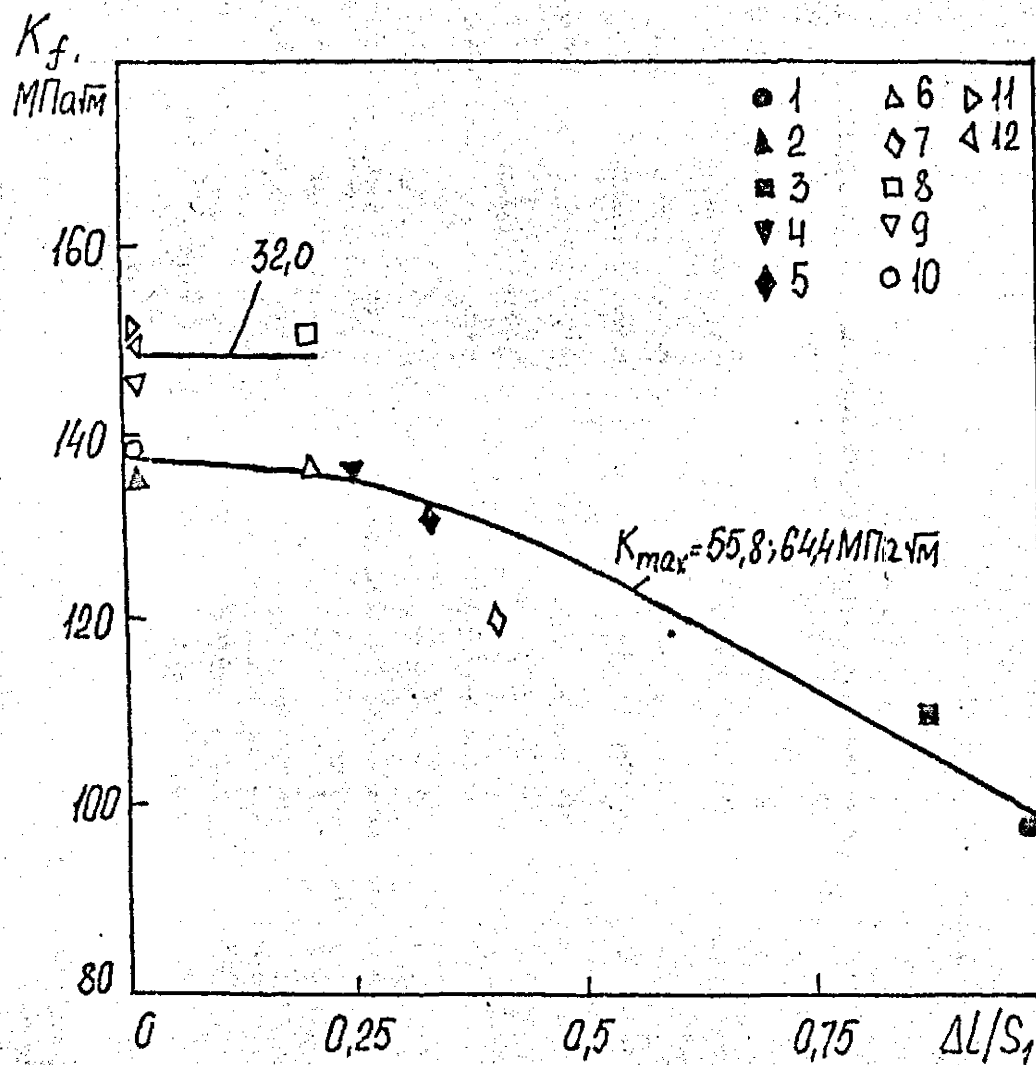


Рис. 5.32. Зависимость критического КИН K_f от длины подрастания трещины после перегрузки $\Delta l/S_1$ (номер точки соответствует порядковому номеру в табл. 5.6).

Таблица 5.9

Влияние ИТН и последующего численного нагружения на сопротивление
хрупкому разрушению стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К ($t = 50 \text{ мм}$), $\bar{K}_z = 0$

ИТН III	T, K	K_I , МПа $\sqrt{м}$	\bar{K}_I	T_u, K	K_{max} , МПа $\sqrt{м}$	ΔN , цикл	ΔL , мм	$\Delta L/S$, —	K_f , МПа $\sqrt{м}$	\bar{K}_f	K_{max}/K_I
1		129	0,7		64,4	$8 \cdot 10^3$		0,99	59	2,1	0,499
2		130	0,7		64,4	$2 \cdot 10^2$		0	135	2,9	0,495
3		129	0,7		55,8	$8,8 \cdot 10^3$		0,85	III	2,4	0,432
4		142	0,85		64,4	$2 \cdot 10^2$		0,25	139	3,0	0,453
5	423	156	0,85	573	55,8	$6 \cdot 10^3$		0,28	131	2,8	0,357
6		145	0,85		55,8	$3,2 \cdot 10^4$		0,23	137	2,9	0,334
7		133	0,7		55,8	$9 \cdot 10^4$		0,40	117	2,5	0,419
8		133	0,7		32,0	$2 \cdot 10^4$		0,2	150	3,2	0,231
9		133	0,7		32,0	$1 \cdot 10^4$		0	145	3,1	0,231
10		138	0,85		55,8	$2 \cdot 10^2$		0	139	3,0	0,404
11		162	0,8		0	0		0	150	3,2	0
12		133	0,7		0	0		0	149	3,1	0

сравнению с испытаниями без циклического нагружения. Причем, зависимость $K_f - \Delta l/S$, инвариантна относительно уровня ПТН

K_f и максимального КИН K_{max} в процессе циклического нагружения. Следует отметить, что циклическое нагружение (в тех случаях когда имело место подрастание трещины) прекращали в момент перехода от стадии задержки трещины к ее непрерывному росту (п. 4.6) и таким образом получали минимальное значение

K_f (см. п. 6.5). Уменьшение K_f с увеличением прироста трещины связано с уменьшением остаточных сжимающих напряжений в вершине трещины и согласуется с результатами расчетов выполненных Челлом для случая квазистатического прироста трещины

/ 357 /.

Выводы

1. С использованием подходов линейной и нелинейной механики разрушения проведено комплексное исследование влияния предварительной однократной и циклической пластической деформации образцов с трещинами и при их отсутствии, а также температуры испытаний (93...623 К) на характеристики вязкости разрушения корпусных теплоустойчивых сталей и сварных швов после термообработки, имитирующей различную степень радиационного охрупчивания, при статическом, циклическом и динамическом нагружении.

2. Показано, что если предварительная деформация (растяжение пластин при отсутствии трещин) не превышает максимально-го равномерного удлинения, то изменение статической вязкости разрушения теплоустойчивых сталей обусловлено отношением предела прочности к пределу текучести. Так, увеличение предварительной пластической деформации в указанном диапазоне практически не влияет на критический КИИ и критическое раскрытие трещины для корпусной стали, исходно охрупченной за счет термообработки ($\sigma_B / \sigma_{0.2} = 1,05$) и уменьшает эти характеристики для исходно пластичной стали ($\sigma_B / \sigma_{0.2} = 1,37$).

3. Обнаружено, что предварительная пластическая деформация $\epsilon_{пр}$ превышающая максимальное равномерное удлинение ϵ_B приводит к аномальному увеличению критического КИИ и критического раскрытия трещин теплоустойчивых сталей при статическом нагружении по сравнению с указанными характеристиками при ϵ_B . Показано, что увеличение характеристик вязкости разрушения в большей степени обусловлено влиянием "экранирующего эффекта" микрорпор, образовавшихся на стадии предварительного деформирования, на напряженно-деформированное состояние в вершине трещины и существенно зависит от взаимной ориентации

плоскости трещины и направления предварительного нагружения.

4. Установлен существенно различный характер влияния предварительной однократной пластической деформации на характеристики вязкости разрушения при циклическом и динамическом нагружении корпусных теплоустойчивых сталей по сравнению со статической вязкостью разрушения. Предварительная деформация как выше, так и ниже максимального равномерного удлинения не зависит от уровня прочности стали приводит к монотонному уменьшению критических K_{IH} и критического раскрытия трещины при циклическом и динамическом нагружении. При этом цикличность нагружения при исследованных уровнях предварительной деформации существенно снижает вязкость разрушения по сравнению с таковой при статическом и динамическом нагружении.

5. Показано, что для циклически разупрочняющихся сталей влияние циклической наработки при отсутствии трещины, в условиях жесткого симметричного нагружения, на характеристики статической, циклической и динамической вязкости разрушения существенно неоднозначно и зависит от амплитуды упругопластической деформации и степени исходного охрупчивания, достигаемого за счет термообработки. Так, для максимально охрупченной стали увеличение указанных характеристик при малых относительных наработках определяется степенью ее разупрочнения. Уменьшение же характеристик вязкости разрушения при больших наработках обусловлено изменением напряжения скола, вследствие накопления усталостных повреждений. Предварительная наработка увеличивает вязкость разрушения стали 15Х2МФА, если среднее расстояние между усталостными микротрещинами \bar{z} меньше критического размера пластической зоны z_y и уменьшает ее, если $\bar{z} > z_y$.

6. На основе полученных результатов предложен метод прогнозирования влияния предварительной циклической пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению циклически

разупрочивающихся сталей при статическом, циклическом и динамическом нагружении, основанный на локальном критерии разрушения (напряжении скола) и учитывающий закономерности неупругого циклического деформирования.

7. Установлено различный характер влияния асимметрии цикла нагружения ($R = 0...1,0$) на циклическую вязкость разрушения K_{fc}' сталей в зависимости от соотношения характеристик вязкости разрушения при пульсирующем циклическом и статическом

K_{fc} нагружении. В пределах разброса увеличение асимметрии цикла нагружения не влияет на циклическую вязкость разрушения сталей, если при $R = 0$ критические КИИ при циклическом и статическом нагружении совпадают. В случае, когда при $R = 0$ отношение K_{fc}' / K_{fc} стали меньше единицы, существует критический коэффициент асимметрии цикла, определяемый из условия равенства порогового и критического КИИ меньше которого циклическая вязкость разрушения является постоянной и линейной увеличивается, если коэффициент асимметрии цикла превышает указанную величину. На основе полученных экспериментальных данных предложена методика прогнозирования влияния асимметрии цикла нагружения на циклическую вязкость разрушения материалов, учитывающая критическую скорость роста трещины.

8. Исследовано влияние температуры (373...623 К) и уровня предварительного нагружения компактных образцов с трещиной толщиной 25 и 50 мм на критический КИИ стали 15Х2МФА(П), 15Х2МФА(Ш) и сварного шва ЮХНМТ(П). Показано, что эффект предварительного нагружения проявляется более существенно с увеличением степени охрупчивания материала за счет термообработки. При этом наблюдается более чем трехкратное увеличение критического КИИ при статическом нагружении по сравнению с вязкостью разрушения исходного материала. Циклическое нагружение, следу-

щее за перегрузкой, примерно на 10% снижает эффект ИТН в том случае, если подрастание усталостной трещины отсутствует или не превышает $1/5$ от размера пластической зоны, созданной при перегрузке.

ГЛАВА 6. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И ОБОСНОВАНИЕ МЕТОДОВ ИХ ПОВЫШЕНИЯ

Разработана модель роста усталостной трещины, основана на анализе удельной энергии неупругой деформации в вершине трещины. Предполагается, что стабильный рост усталостной трещины контролируется энергетическим критерием — энергией усталостного разрушения, нестабильный рост (хрупкий скачок) определяется силовым критерием — статической вязкостью разрушения с учетом предварительного циклического нагружения материала в пределах зоны повреждения в вершине трещины.

Предложенная модель позволяет прогнозировать стабильный РУТ, с учетом влияния предварительной однократной пластической деформации материала при отсутствии трещины и закономерности хрупкого разрушения тела с трещиной при циклическом нагружении.

Модель базируется на большом комплексе результатов экспериментальных исследований, полученных в предыдущих главах.

Рассмотрены практические аспекты приложения модели.

6.1. Модель разрушения тел с трещинами при циклическом нагружении

На основе экспериментального исследования закономерностей развития трещины усталости в конструкционной стали на III участке кинетической диаграммы усталостного разрушения (п. 4.6) установлено, что рост трещины при циклическом нагружении существенно неравномерный. Инкубационный период (число циклов в течение которого длина трещины остается неизменной) и период непрерывного роста трещины в течение каждого цикла наг-

ружения, чередуются до тех пор, пока не происходит хрупкий скачок трещины. После этого процесс повторяется вплоть до полного разрушения образца.

Явление нерегулярного роста усталостной трещины было положено в основу разработанной модели разрушения тел с трещинами при циклическом нагружении / 467, 468 /.

Распределение напряжений и деформаций в вершине трещины

Известно, что распределение деформаций и напряжений в вершине трещины при монотонном нагружении для деформационно упрочняющегося материала может быть представлено в виде зависимости (1.3).

Уравнения (1.3) имеют сингулярность в т. $r = 0$, хотя на основе экспериментальных исследований и численных расчетов известно, что пластические деформации и напряжения в вершине трещины имеют конечное значение / 7, 38, /.

Циклическое нагружение вносит определенное изменение в напряженно-деформированное состояние в вершине трещины по сравнению с монотонным нагружением. В процессе разгрузки в области вершины трещины возникают остаточные сжимающие напряжения, которые приводят к тому, что открытие и закрытие (смыкание) берегов трещины вблизи ее вершины происходит при положительной нагрузке / 65, 66 /.

Сложность использования уравнений (1.3), основанных на деформационной теории пластичности, для описания напряженно-деформированного состояния в вершине трещины при циклическом нагружении обусловлена следующим. Для некоторых материалов рост трещины усталости может происходить в течение цикла нагружения, что будет приводить к погрешности определения J - интеграла. Установлено / 46.9 /, что указанной погрешностью можно пренебречь, если прирост трещины при статическом нагружении меньше 0,25 мм. Таким образом, J - интеграл может быть исполь-

зован для описания роста усталостной трещины при скорости роста не превышающей 0,25 мм/цикл.

Циклическое нагружение и рост трещины приводят к непропорциональному деформированию в области вершины трещины, однако область упругой разгрузки, а также область непропорциональности, обусловленные подрастанием трещины в течение цикла, не оказывают существенного влияния на действительное значение

J - интеграла, поскольку размеры этих областей являются значительно меньше размера зоны пропорционального нагружения $\omega / 476$ /

$$\omega = \frac{b}{J} \frac{dJ}{dL} \gg 1,$$

где b - характерный размер (длина трещины или расстояние от ее вершины до боковой поверхности образца в направлении ее развития; l - длина трещины.

Обычно в качестве параметра, который коррелирует со скоростью роста усталостной трещины используют циклический

J - интеграл ΔJ . Величину ΔJ определяют экспериментально по петлям гистерезиса, записываемых в координатах нагрузка - перемещение по линии действия силы / 85 /.

С учетом вышесказанного, а также учитывая отмечаемую в ряде работ, например / 85 /, инвариантность зависимости скорости роста усталостной трещины от циклического J - интеграла ΔJ к размерам и геометрии образцов, уравнения (1.3) могут быть использованы для описания напряженно-деформированного состояния в вершине трещины при циклическом нагружении.

На рис. 6.1. представлено распределение напряжений σ_{yy} и деформаций ϵ_{yy} в вершине трещины при статическом нагружении в условиях плоской деформации. Учитывая, что что градиент пластических деформаций в области, прилегающей к вершине трещины незначителен, примем, что на расстоянии X^*

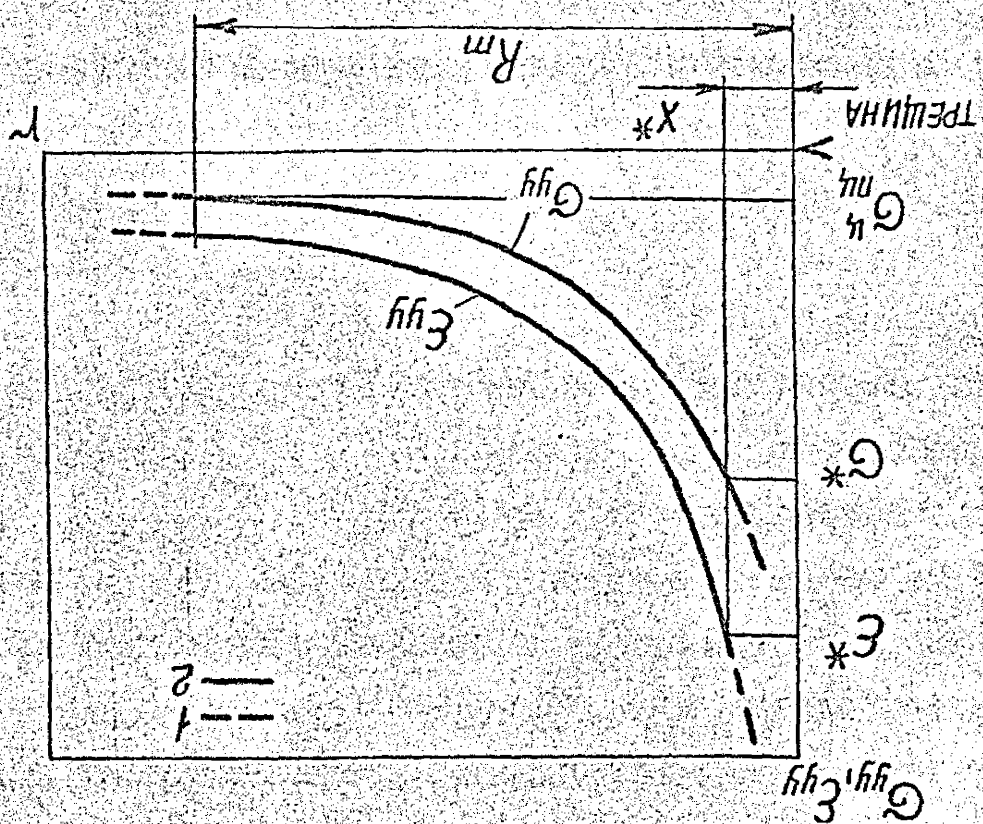


Рис. 6.1. Распределение напряжений и деформаций в вершине трещины.
 1 - расчет по уравнениям (6.1) и (6.2),
 2 - схематизация по модели.

деформация $\varepsilon_{yy} = \varepsilon^*_{const}$ и $\sigma_{yy} = \sigma^*_{const}$ / 86, 87 /.

По аналогии с уравнением (I.4) диаграмму циклического деформирования представим в виде

$$\Delta \bar{\varepsilon}_p = \mathcal{L}' \Delta \bar{\sigma}^{n'} \quad (6.1)$$

где $\Delta \bar{\varepsilon}_p, \Delta \bar{\sigma}_p$ — соответственно размах пластической деформации и напряжения ($\Delta \bar{\varepsilon}_p = \Delta \varepsilon_p / 2\varepsilon_T, \Delta \bar{\sigma} = \Delta \sigma / 2\sigma_T$).

Будем рассматривать только перемещения и напряжения перпендикулярные плоскости трещины. Принимая, что $\theta = 0$, а также заменяя в уравнениях (I.3), (I.4) $J, \sigma_T, \varepsilon_T, \sigma_{ij}(r, \theta), \varepsilon_{ij}(r, \theta), n$ соответственно на $\Delta J, \sigma_{T\perp}, \bar{\sigma}(n'), \bar{\varepsilon}(n'), n'$ и учитывая, что для условий плоской деформации уравнение (I.27) может быть записано в виде

$$\Delta J = \Delta G = \Delta K^2 (1 - \nu^2) / E \quad (6.2)$$

уравнения (I.3) запишем для случая циклического нагружения

$$\Delta \sigma = 2\sigma_{T\perp} \left(\frac{1 - \nu^2}{\mathcal{L}' I} \right)^{\frac{1}{n'+1}} \left(\frac{\Delta K^2}{\sigma_{T\perp}^2} \right)^{\frac{1}{n'+1}} \frac{1}{r^{1/(n'+1)}} \cdot \tilde{\sigma}(n'), \quad (6.3)$$

$$\Delta \varepsilon = \frac{2\mathcal{L}' \sigma_{T\perp}}{E} \left(\frac{1 - \nu^2}{\mathcal{L}' I} \right)^{\frac{n'}{n'+1}} \left(\frac{\Delta K^2}{\Delta \sigma_{T\perp}^2} \right)^{\frac{n'}{n'+1}} \frac{1}{r^{n'/(n'+1)}} \cdot \tilde{\varepsilon}(n') \quad (6.4)$$

Модель стабильного развития трещины усталости

В основе модели лежит анализ удельной энергии неупругого деформирования в вершине трещины с учетом накопления ее при циклическом нагружении. При этом рассматривается энергия неупругой деформации только на продолжении плоскости трещины ($\theta = 0$) в пределах зоны повреждения.

Известно, что для металлов, независимо от числа циклов

нагружения, разрушение имеет место, когда энергия неупругого гистерезиса достигает критического значения $W_y / 439$ /, которое определяется по формуле (3.2).

Основные допущения предлагаемой модели.

1. В вершине усталостной трещины в пределах зоны повреждения реализуется жесткое нагружение, т.е. $\varepsilon_a = \text{const}$ (ε_a — амплитуда упруго-пластической деформации).

2. На расстоянии X^* от вершины трещины размах напряжения и размах пластической деформации постоянны.

3. Распределение напряжений и неупругих деформаций в вершине трещины при $R_m \geq z \geq X^*$ описывается уравнением (6.3), (6.4).

4. Увеличение длины трещины (стабильное подрастание) на величину X^* происходит, когда на расстоянии X^* от вершины трещины накопленная энергия неупругой деформации, с учетом рассеяния ее в пределах зоны повреждения R_m ($R_m \geq X^*$) достигает величины W_y .

Используя решение Райса / 31 / и критерий Мизеса получено уравнение контура пластической зоны в вершине трещины для плоского напряженного состояния / 47³³⁸ /

$$R_{n\theta} = [0,239(K/\sigma_T)^2 (\cos^2 \theta/2 + 3/4 \sin^2 \theta/2)]^{\frac{1+N}{1+3N}}$$

где $N = 1/n$

Подставляя вместо σ_T циклический предел пропорциональности σ_{nc}^4 при $\theta = 0$ размер зоны повреждений при циклическом нагружении

$$R_m = [0,239(K_{max}/\sigma_{nc}^4)^2]^{(1+n)/(3+n)}$$

где K_{max} — максимальный коэффициент интенсивности напряжений

цикла σ_{nc}^4 определяли при допуске на пластическую деформацию $2 \cdot 10^{-5} \frac{\text{мм}}{\text{мм}}$

Удельная энергия неупругой деформации за цикл

$$\Delta W = \int_0^{\Delta \varepsilon} \Delta \sigma d(\Delta \varepsilon) \quad (6.5)$$

Интегрируя уравнение (6.5) с учетом (6.3) и (6.4), получим

$$\Delta W = \frac{4(1-\nu^2)}{I E} \cdot \frac{n'}{(n'+1)} \cdot \frac{\Delta K^2}{r} \cdot \bar{\sigma}(n') \cdot \tilde{\varepsilon}(n') \quad (6.6)$$

Будем рассматривать зону повреждения ($R_n \geq r \geq 0$) в вершине трещины, состоящую из отдельных микрообразцов шириной χ^* , которые подвергается циклическому нагружению. Распределение удельной энергии неупругой деформации за цикл ΔW на продолжении фронта трещины, описываемое уравнением (6.6), схематически представлено на рис. 6.2.

В соответствии с принятыми и выше допущениями на расстоянии χ^* от вершины трещины будем иметь, что $\Delta W = \Delta W^* = \text{const}$

Для анализа накопления энергии деформации в вершине трещины рассмотрим две расчетные схемы (рис. 6.2). В первой расчетной схеме предполагается отсутствие усталостного повреждения в вершине трещины в исходном состоянии (рис. 6.2, а). При этом начальная длина трещины $L = L_0$. Усталостное разрушение элемента I (рис. 6.2, а) произойдет, когда накопленная энергия неупругой деформации, определяемая уравнением (3.2), достигает значения W_y . Длина трещины при этом увеличится на χ^* .

Условие разрушения i -го элемента внутри зоны повреждения будет иметь вид

$$\Delta \bar{W}_{i1} N_1 + \Delta \bar{W}_{i2} N_2 + \dots + \Delta \bar{W}_{ij} N_j + \dots + \Delta \bar{W}_{ii} N_i = W_y \quad (6.7)$$

где N_1, N_2, \dots, N_i — число циклов нагружения $1, 2, \dots, i$ -го элементов при максимальном размахе пластической деформации $\Delta \varepsilon = \Delta \varepsilon^*$;

$$\Delta \bar{W}_{ij} = \Delta W_{ij} - \Delta W_z \left(\frac{\Delta W_{ij}}{\Delta W_z} \right)^\beta; \quad (6.8)$$

$j = 1, 2, \dots, i$ — индекс, указывающий на положение вершины трещины (при $j = 1, l = l_0$), т.е. номер элемента X^* , который примыкает к вершине трещины.

Переходя в уравнение (6.7) к сумме, получим

$$\sum_{j=1}^i \Delta \bar{W}_{ij} N_j = W_y \quad (6.9)$$

Численно решая уравнение (6.9) с учетом (6.6) и (6.8), определим долговечность каждого i -го элемента в пределах зоны повреждения (сформировавшейся при циклическом нагружении образца с трещиной $l = l_0$) при максимальной деформации $\Delta \varepsilon^*$. Скорость развития трещины усталости будет определяться как отношение X^* к числу циклов нагружения N_i элемента при деформации $\Delta \varepsilon^*$

$$V_i^* = X^* / N_i \quad (6.10)$$

Скорость развития трещины усталости рассчитанная по уравнению (6.10) будет увеличиваться с увеличением длины трещины от l_0 до $l_0 + R_m$, поскольку, чем дальше от вершины трещины (при $l = l_0$), будет находится элемент X^* , тем больше энергии неупругой деформации накопится в нем к моменту, когда вершина трещины совпадет с левой границей указанного элемента и тем меньшее число циклов нагружения при $\Delta \varepsilon = \Delta \varepsilon^*$ необходимо для накопления в данном элементе энергии усталост-

ного разрушения W_y .

По аналогии можно получить скорость развития усталостной трещины на участках $l + R_m \leq l \leq l_0 + 2R_m$ и $l_0 + \rho R_m \leq l \leq l_0 + (\rho + 1)R_m$. Здесь $\rho = 1, 2, 3, \dots$. На рис. 6.3 приведены схематические зависимости (I) скорости развития трещины $V_i^* - l$ в пределах зон повреждения.

При постоянном размахе КНИ ΔK при достижении трещиной границы зоны повреждения ($l = l_0 + R_m$) процессе накопления энергии неупругой деформации стабилизируется, т.е. скорость РУТ будет постоянной. Поэтому при изменяющемся КНИ с увеличением длины трещины, действительная скорость развития трещины будет

$$V = V_K^* = X^* / N_K \quad (6.11)$$

Соединяя точки, абсциссы которых соответствуют $l_0 + \rho R_m$, получим зависимость скорости V от длины трещины (2), (рис. 6.3).

Скорость развития трещины усталости V можно определить также из следующих соображений. Поскольку при развитии трещины от l_0 до $l_0 + R_m$ зона повреждения также смещается вправо (рис. 6.2), то накопленную энергию неупругой деформации в элементах X^* , находящихся на расстоянии, превышающем размер зоны повреждения при $l = l_0$ ($r > R_m$) необходимо учитывать при подсчете энергии усталостного разрушения при длине трещины $l \geq l_0 + R_m$.

Рассмотрим кинетику накопления энергии неупругой деформации в вершине трещины в случае увеличивающегося ΔK при увеличении длины трещины до $l = l_0 + R_m$ (рис. 6.2). Здесь W_H — распределение энергии неупругой деформации в зоне повреждения, накопленной к моменту достижения трещиной

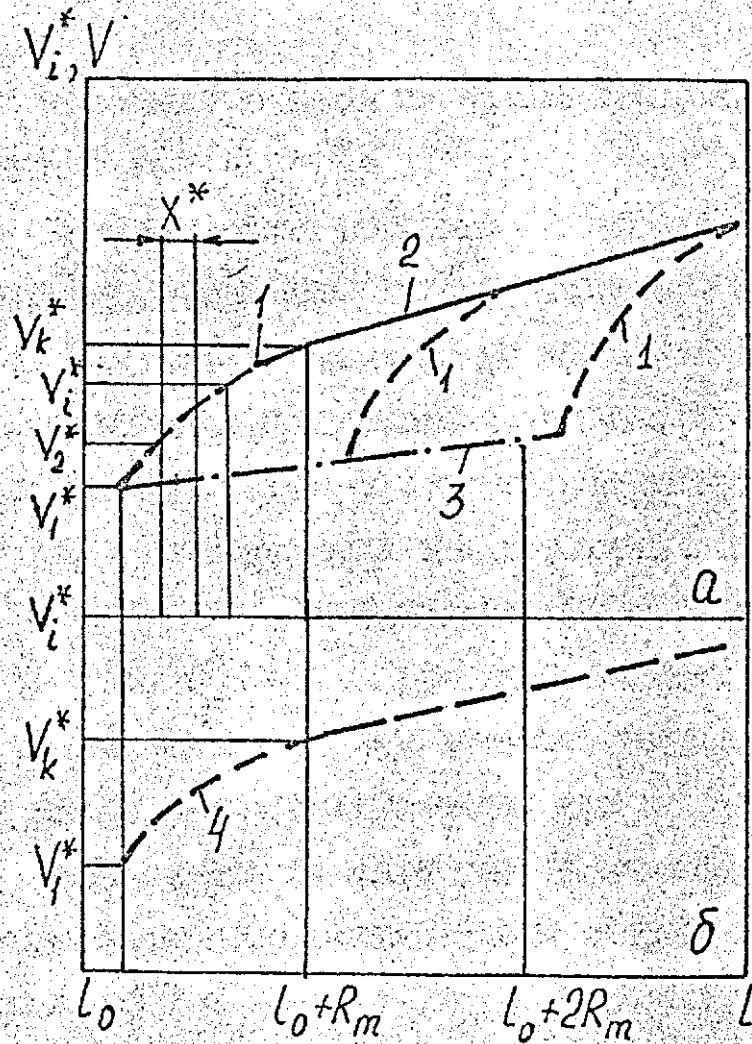


Рис. 6.3. Зависимость скорости развития усталостных трещин от длины трещины:
 а) 1 – расчет по уравнениям (6.9), (6.10),
 2 – расчет по (6.9), (6.11), 3 – расчет без учета накопления энергии неупругой деформации в зоне повреждения ($R_m \geq r \geq X^*$);
 б) 4 – расчет по (6.10), (6.12).

длины $L = l_0 + R_m$

Уравнение (6.9) в этом случае будет иметь вид

$$\sum_{j=1}^l (\Delta \bar{W}_{ij} N_j + W_{ni}) = W_y \quad (6.12)$$

где W_{ni} — накопленная энергия неупругой деформации в i -ом элементе при $l = l_0 + R_m$

Число циклов N_i в течение которого i -й элемент подвергается максимальной деформации $\Delta \varepsilon^*$ определяется на (6.12) численным методом. Скорость РУТ находим из уравнения (6.10).

На рис. 6.3 схематически представлена зависимость подсчитанная по уравнениям (6.10), (6.12). При изменении длины трещины от l_0 до $l_0 + R_m$ зависимости 1 и 4 совпадают, поскольку в случае, если $W_{ni} = 0$, то уравнения (6.9) и (6.12) тождественны. При $l > l_0 + R_m$ кривая 2 совпадает с кривой 3. Из рис. 6.3,б следует, что при расчете скорости РУТ по формулам (6.10), (6.12) в зачет идут данные при $l > l_0 + R_m$

Размер X^* можно найти из следующих граничных условий. Поскольку при циклическом нагружении образца с трещиной, характеризуемом условием $\Delta K \leq \Delta K_{th}$, прирост трещины усталости практически отсутствует, то можно предположить, по аналогии с пределом усталости, что в этом случае не происходит опасное накопление повреждений, т.е. удельная энергия неупругой деформации ΔW^* на расстоянии X^* от вершины трещины равна энергии неупругой деформации за цикл при напряжениях соответствующих пределу усталости ΔW_r

Тогда из уравнения (6.6)

$$X^* = \frac{4(1-\nu^2) n' \mathcal{L}'}{IE \Delta W_r (n'+1)} \tilde{G}(n') \tilde{E}(n') \Delta K_{th}^2 \quad (6.13)$$

Поскольку в модели не учитываются остаточные сжимающие напряжения возникающие в области вершины трещины вследствие разгрузки, то вместо порогового КИН ΔK_{th} в уравнении (6.13) подставили эффективный пороговый КИН $\Delta K_{th\,eff}$ (здесь K_{op} — КИН при котором происходит открытие вершины трещины).

В работе / 447 / установлено, что для большинства конструкционных сталей и сплавов $\Delta K_{th\,eff}$ не зависит от асимметрии цикла нагружения и определяется лишь модулем упругости

$$\Delta K_{th\,eff} = 1.6 \cdot 10^{-5} E \quad (6.14)$$

Подставляя $\Delta K_{th\,eff}$ из уравнения (6.14) в выражение (6.13)

$$X^* = A \frac{(1-\nu^2) n' E \alpha'}{\Delta W_z (n'+1)},$$

где $A = \frac{1.02 \cdot 10^{-9}}{I} \bar{G}(n') \bar{E}(n')$

Таким образом, для определения X^* необходимо экспериментально определить следующие параметры: ν , n' , E и ΔW_z

Переход к нестабильному росту усталостной трещины

Ранее была предложена модель разрушения тел с трещинами при циклическом нагружении, на основе которой проведена классификация материалов по чувствительности вязкости разрушения и цикличности нагружения, а также схемы нестабильного разрушения тел с трещинами при циклическом нагружении / 136, 219/.

Данный раздел посвящен разработке и апробации модели, количественно описывающей как условия перехода от стабильного к нестабильному РУТ, так и закономерности нестабильного роста

трещины 472, 473 /.

В работах / 467, 468 / предложена модель стабильного роста усталостной трещины (см. п. 6.1). За критерий разрушения (стабильный прирост трещины на величину χ^*) принята удельная энергия неупругой деформации на расстоянии χ^* от вершины трещины с учетом энергии необратимо рассеиваемой в пределах зоны повреждения R_m ($R_m \geq \chi^*$).

Использование энергетического подхода позволяет учесть историю деформирования материала как на стадии до зарождения трещины, так в процессе ее роста. Была предложена методика прогнозирования влияния предварительного циклического неупругого деформирования при отсутствии трещины на сопротивления хрупкому разрушению циклически разупрочняющихся сталей (п. 5.5), которая основана на определении статической вязкости разрушения неповрежденного материала и закономерностей неупругого деформирования гладких образцов. Показано, что вязкость разрушения предварительно деформированной (циклически) стали 15Х2МФА(Ш) является функцией удельной энергии неупругой деформации за цикл ΔW и удельной энергии неупругой деформации W .

Основные допущения предлагаемой модели.

1. Совпадает с п. 1-3 модели стабильного РУТ (п. 6.1).

2. Стабильное подрастание трещины на величину χ^* происходит, когда на расстоянии χ^* от вершины трещины энергия неупругой деформации W с учетом рассеяния ее в пределах зоны повреждения R_m достигает значения W_y , при этом $K_{max} < \tilde{K}_{Ic}(\Delta W, W)$

3. Нестабильное подрастание усталостной трещины будет иметь место, когда на расстоянии χ^* от вершины трещины при $W \leq W_y$ максимальный коэффициент интенсивности напряжений цикла $K_{max} \geq \tilde{K}_{Ic}(\Delta W, W)$.

В соответствии с расчетной схемой (рис. 6.2) зона повреж-

дения представлена в виде элементов шириной $X^* \leq R_m$ которые подвергаются циклическому нагружению с возрастающей амплитудой упругоэластической деформации по мере роста усталостной трещины.

Их предварительное циклическое нагружение будет влиять на сопротивление хрупкому разрушению K_{Ic}

Условие стабильного прироста трещины для i -го элемента описывается формулой (6.9).

Схематическая зависимость вязкости разрушения \tilde{K}_{Ic} от энергии неупругой деформации для стали 15Х2МФА(Ш) (рис. 5, 18, с) представлена на рис. 6.4.

Предположим, что при максимальном коэффициенте интенсивности напряжений K_{max} энергия неупругой деформации за цикл элемента I равна ΔW_I (рис. 6.2).

В процессе циклического нагружения, для элемента I (рис. 6.2) происходит вначале увеличение \tilde{K}_{Ic} (рис. 6.4), связанное с эффектом Баушингера, а затем снижение \tilde{K}_{Ic} , обусловленное уменьшением напряжения схода $\sigma_{ск} / 428$ /.

Стабильный рост усталостной трещины на величину X^* (рис. 6.4, а) будет иметь место, если при $W \leq W_y$, для элемента I (рис. 6.2) выполняется условие

$$K_{max} < K_{Ic}(\Delta W, W). \quad (6.15)$$

Хрупкий скачок трещины (нестабильный рост) (рис. 6.4) произойдет, если при

$$K_{max} \geq K_{Ic}(\Delta W, W). \quad (6.16)$$

Число циклов нагружения до скачка трещины N_c определяется по формуле

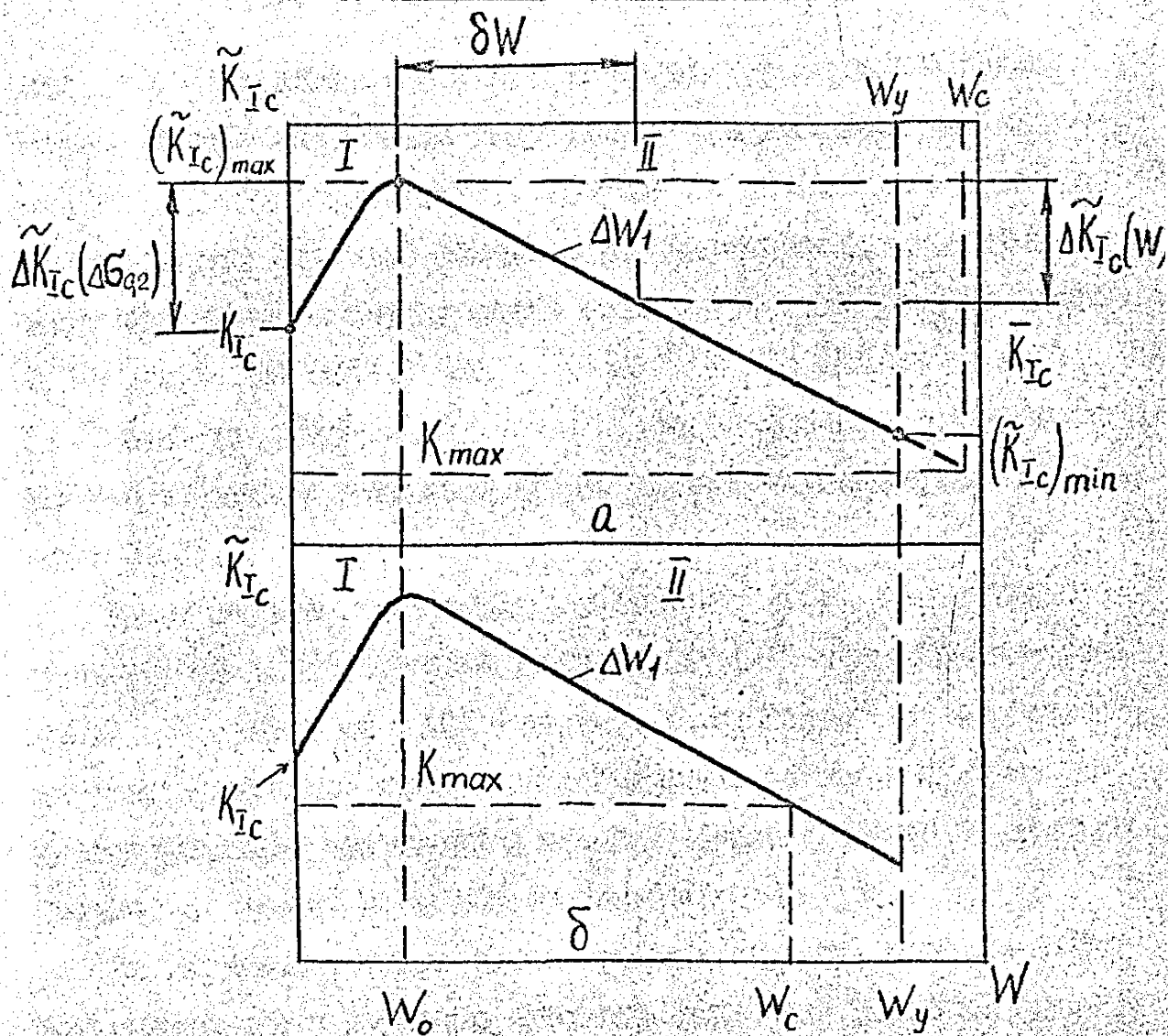


Рис. 6.4. Зависимость вязкости разрушения \tilde{K}_{Ic} от накопленной удельной энергии неупругой деформации:
 а – стабильный прирост трещины на величину χ^*
 б – нестабильный прирост (хрупкий скачок) трещины.

$$N_c = W_c / \Delta \bar{W}, \quad (6.17)$$

где $\Delta \bar{W}_i$ рассчитывается в соответствии с формулой (6.12). В этом случае стабильное подрастание трещины перед крупным скачком трещины отсутствует. Отсутствие стабильного прироста трещины между крупными скачками подтверждается результатами экспериментальных исследований закономерностей неустойчивого РУТ в стали 15Х2МФА(Ш) при $\tilde{K}_{Ic} \geq 43 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (п. 4.6).

Вязкость разрушения \tilde{K}_{Ic} для материала, подвергнутого предварительному циклическому нагружению, определяется по формуле (6.7).

Таким образом, зная закон изменения \tilde{K}_{Ic} относительно удельной энергии неупругой деформации W при заданном уровне ΔW (уравнение 5.7), данные о закономерностях неупругого деформирования при одноосном растяжении-сжатии и напряжение - деформированное состояние в вершине трещины, можно определить переход от стабильного к неустойчивому РУТ.

Для прогнозирования длины прироста трещины и числа циклов нагружения между крупными скачками несколько упростим расчетную схему. Было установлено (рис. 3,9), что протяженность участка I (рис. 6.4), обусловленная эффектом Баушингера, существенно меньше участка II, связанного с охрупчиванием материала вследствие накопления усталостных повреждений. Учитывая указанное обстоятельство, расчетную схему перехода от стабильного к неустойчивому РУТ можно представить в следующем виде (рис. 6.5). Здесь предполагается, что увеличение вязкости разрушения до максимального значения $(\tilde{K}_{Ic})_{max}$ происходит за I цикл нагружения.

На рис. 6.5 значения $\Delta W_1, \Delta W_2, \Delta W_i, \Delta W_k$ соответствуют удельной энергии неупругой деформации за цикл для элемен-

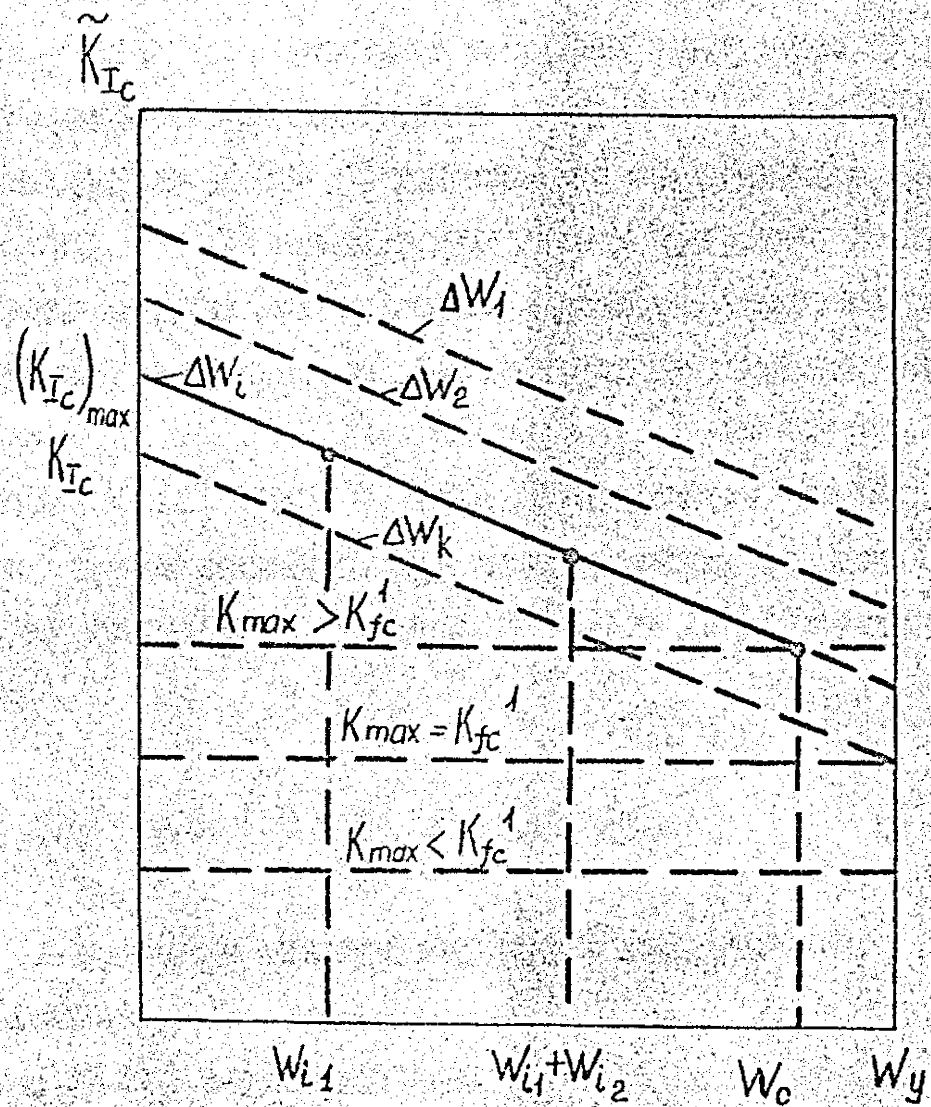


Рис. 6.5. Расчетная схема перехода от стабильного к неустойчивому РУТ.

тов 1, 2, i , k в пределах зоны повреждения в вершине трещины (рис. 6.2). При этом $\Delta W_1 = \Delta W^*$, а $\Delta W_k = \Delta W_z$ (ΔW_z — удельная энергия неупругой деформации за цикл, соответствующая пределу выносливости). При этом предполагается, что при $\Delta W < \Delta W_z$ снижения вязкости разрушения по сравнению с недеформированным материалом не будет. Это подтверждается данными работы / 330 /, где сильное охрупчивание конструкционной стали St 52 происходило только при циклическом нагружении выше предела выносливости. Предварительное циклическое нагружение ниже предела выносливости не вызывало охрупчивания стали.

При уровне $K_{max} > K_{fc}'$ (рис. 6.5) условие (6.16) достигается для i -го элемента. При этом удельная энергия $W_c < W_y$ соответствующая условию $K_{max} = K_{fc}^l$ определяется по формуле

$$W_c = W_{i1} + W_{i2} + \dots + W_{ij} + W_{ii} \quad (6.18)$$

Здесь W_{ij} — удельная энергия неупругой деформации в i -ом элементе.

Уравнение (6.18) запишем в виде

$$W_c = \Delta \bar{W}_{i1} N_1 + \Delta \bar{W}_{i2} N_2 + \dots + \Delta \bar{W}_{ij} N_j + \dots + \Delta \bar{W}_{ii}^* N_i \quad (6.19)$$

Переходя в уравнение (6.19) к сумме, получим

$$W_c = \sum_{j=1}^{i-1} \Delta \bar{W}_{ij} N_j + \Delta \bar{W}_{ij}^* N_i \quad (6.20)$$

Из уравнения (6.20) определяем N_{ic} — Число циклов до скачка трещины

$$N_c = \sum_{j=1}^{i-1} N_j + N_{ic} \quad (6.21)$$

Длина стабильного подрастания трещины будет равняться расстоянию от левой границы i -го элемента до вершины исходной трещины

$$\Delta l = \chi^*(i-1) \quad (6.22)$$

Из рис. 6.2 и 6.5 следует, что наибольшее снижение вязкости разрушения до уровня $K_{fc}^i = K_{max}$ будет иметь элемент для которого при $l = l_0$, $\Delta W_k = \Delta W_k$. В этом случае, длина стабильного подрастания трещины перед скачком будет

$$\Delta l = \chi^*(k-1) \quad (6.23)$$

Прогнозирование длины крупного скачка трещины. В ранее предложенной модели / 219 / предполагалось, что длина крупного скачка трещины соответствует размеру зоны повреждения d_i и для условий плоской деформации определяется по формуле (I.36).

Расчетные значения длины крупного скачка трещины (учитывая их достаточно большой разброс) удовлетворительно описываются формулой (I.36) в основном в области больших Δl_c^i , однако угол наклона расчетной зависимости к оси абсцисс меньше, чем экспериментальной / 219 /.

В рамках модели нестабильного РУТ, предложенной в настоящей работе, появилась возможность уточнить расчетную зависимость $\Delta l_c^i - K_{fc}^i$ за счет учета изменения характеристик вязкости разрушения относительно энергии неупругой деформации в пределах зоны повреждения в момент крупного скачка трещины, т.е. когда выполняется условие (6.16),

Зная распределение неупругой деформации за цикл (рис. 6.6) при данном K_{max} можно рассчитать энергию W относительно расстояния от вершины трещины, а в соответствии с предложенным подходом (п. 6.1) и зависимость сопротивления хрупкому разрушению материала при динамическом нагружении K_{Dc} внутри зоны повреждения от r .

Известно, что хрупкие скачки трещины при циклическом нагружении происходят небольшой длины (0,2...3,0 мкм) / 219 /. Учитывая, что при указанных длинах скачков вклад кинетической энергии в общий энергетический баланс незначительный / 142 /, можно принять, что в процессе скачка трещины (при обычно используемых частотах нагружения до 30 Гц) $K_I = K_{max} = const$.

В момент старта трещины $K_I = \tilde{K}_{Ic}$, при этом динамическая вязкость разрушения $K_{Dc} < \tilde{K}_{Ic}$ (рис. 6.6). Длина трещины l_a при которой происходит ее остановка, определяется из условия

$$K_I \leq \tilde{K}_{Dc}(\Delta W, W). \quad (6.24)$$

Длина хрупкого скачка $\Delta l_c = l_a - l_c$. Динамическую вязкость разрушения материала с учетом предварительного циклического нагружения определяем по формуле (5.9).

6.2. Прогнозирование скорости роста усталостной трещины

Проведено сравнение расчетных и экспериментальных данных о скорости РУТ для стали 15Х2ММА(I), 15Х2ММА(II) и титанового сплава типа BT6C при температуре 293 К и различной асимметрии цикла нагружения /467,468/. Исследование скорости РУТ проводили на компактных образцах толщиной 25 и 7,5 мм при частоте нагруже-

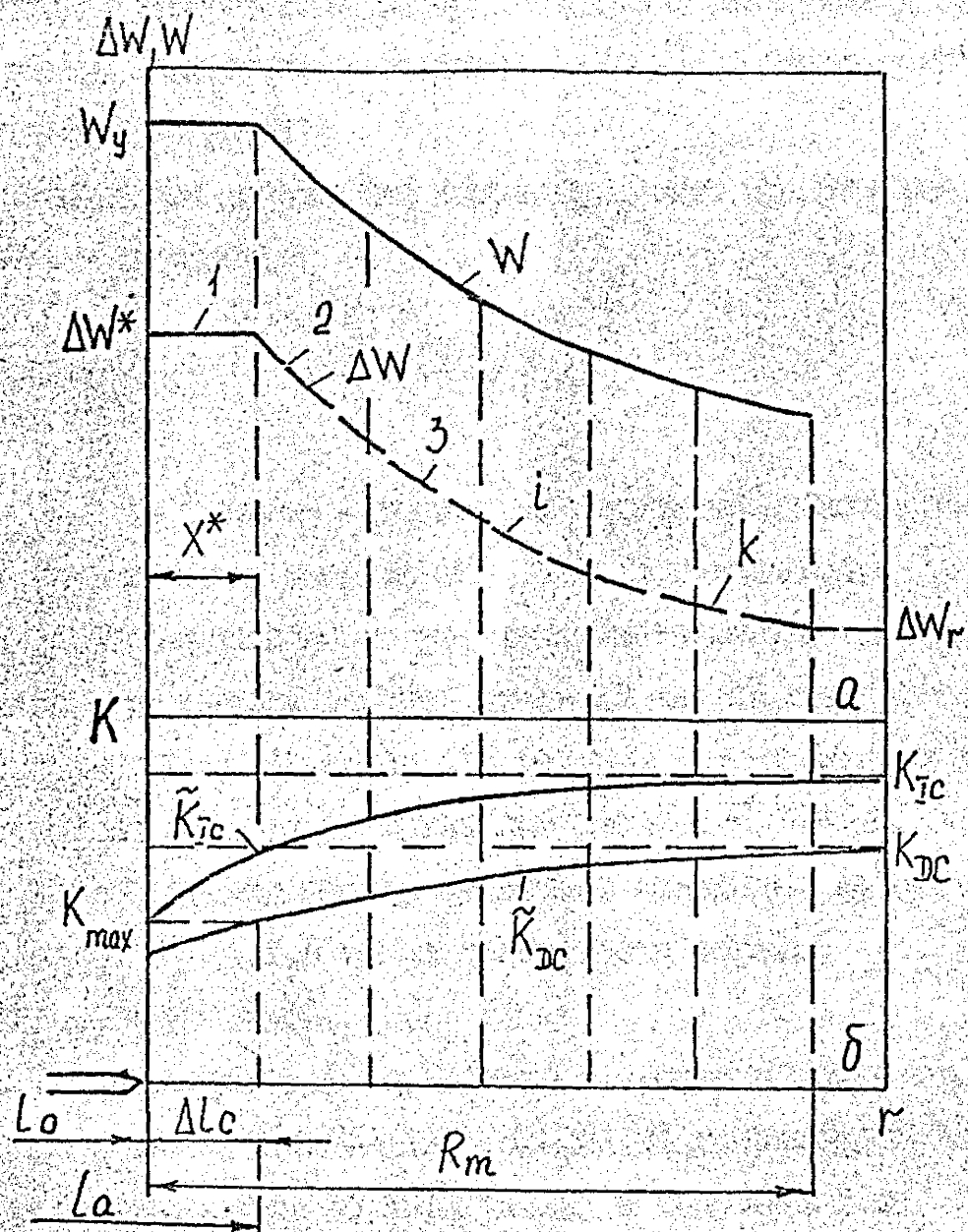


Рис. 6.6. Расчетная схема определения длины хрупкого скачка трещины.

ния 25 Гц для сталей и 0,5 Гц для титанового сплава.

Характеристики механических свойств исследуемых материалов при статическом и циклическом нагружении приведены в табл. 6.1. В таблице приняты следующие обозначения: $\sigma_{0,2}^u$ - циклический предел текучести (условный).

Энергию неупругой деформации соответствующую пределу усталости ΔW_z определяли

$$\Delta W_z = \int_0^{\Delta \varepsilon_{nu}^u} \Delta \sigma d(\Delta \varepsilon)$$

где $\Delta \varepsilon_{nu}^u = 2 \cdot 10^{-5}$ мм/мм - допуск на неупругую деформацию.

Энергию усталостного разрушения W_y и показатель β в уравнении (3.2) определяли по результатам испытаний цилиндрических образцов (диаметром рабочей части 10 мм) на циклическую прочность при контролируемом размахе упруго-пластической деформации. Коэффициент асимметрии цикла нагружения $R_\varepsilon = -1$.

За разрушение образца принимали момент появления трещины усталости длиной 0,5...1,0 мм на поверхности образца ($N_T = 2 \cdot 10^2 \dots 2 \cdot 10^4$ цикл).

На рис. 6.7-6.9 приведено сравнение скорости развития усталостных трещин в стали 15Х2МФА(1), 15Х2МФА(III) и сплава BT6C, рассчитанной по уравнениям (6.10), (6.12) и полученной из эксперимента. Как следует из приведенных графиков, расчетные зависимости скорости развития трещины усталости от КНИ K_{max} для всех исследованных материалов при $R = 0$ и 0,1 практически укладываются в полосу рассеяния, полученную экспериментально. Исключением является лишь сталь 15Х2МФА(1) при $R = 0,75$, и 15Х2МФА(III) при $R = 0,6$, где расчетные и экспериментальные результаты несколько отличаются. Указанная разница обусловлена тем, что в расчет скорости роста усталостной трещины закладывали параметры (см. таблицу), которые определяли при испытаниях

Таблица 6.1

Исходные данные для прогнозирования скорости

РVT в стали 15Х2МФА(1)

Материал	e_{np}	$\sigma_{0,2}^H$ МПа	$\sigma_{0,2}^H$ МПа	$E \cdot 10^{-5}$ МПа	ν	ΔK_{thoff} МПа $\sqrt{м}$	W_y МДж/м ²	L'	n'	ΔW_{π} МДж/м ³	β	χ^* МПа	$\tilde{\sigma}(n')$	$\tilde{\epsilon}(n')$	$I(n')$	$\Delta \sigma_z$ МПа
15Х2МФА(1)	0	390	200	2,3	0,3	4,5	2090	0,890	6,436	0,0722	0,904	0,066	2,317	0,0176	4,82	-
15Х2МФА(1) 0,019	0,019	330	200	2,3	0,3	4,5	2126	1,101	6,900	0,0067	0,965	0,234	2,325	0,0173	4,78	-
15Х2МФА(III)	0	840	569	2,0	0,3	5,2	1457	0,1631	9,173	0,0232	0	0,032	2,463	0,0164	4,60	-
ВТ6С	0	580	425	1,2	0,3	1,95	3372	0,086	9,758	0,0172	0	0,051	2,485	0,0157	4,54	-
АМГ6	0	334	-	0,74	0,3	-	-	0,327	4,790	-	-	-	-	0,0175	47,9	130
АМГ6	0,10	402	-	0,72	0,3	-	-	0,271	17,60	-	-	-	-	0,0117	17,6	130

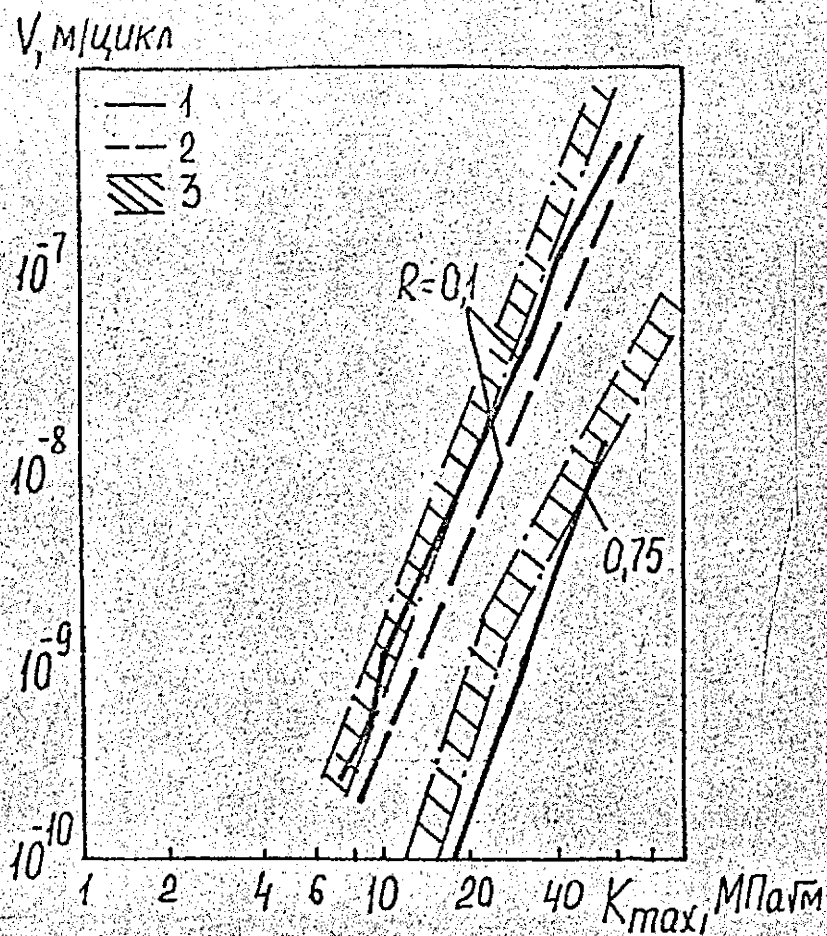


Рис. 6.7. Зависимость скорости развития усталостной трещины в стали 15X2MFA(I) от K_{fmax} при $R = 0,1$ и $0,75$. $t = 25$ мм, $f = 25$ Гц.
 1 – расчет с учетом необратимого рассеяния энергии в пределах зоны повреждения; 2 – без учета;
 3 – эксперимент.

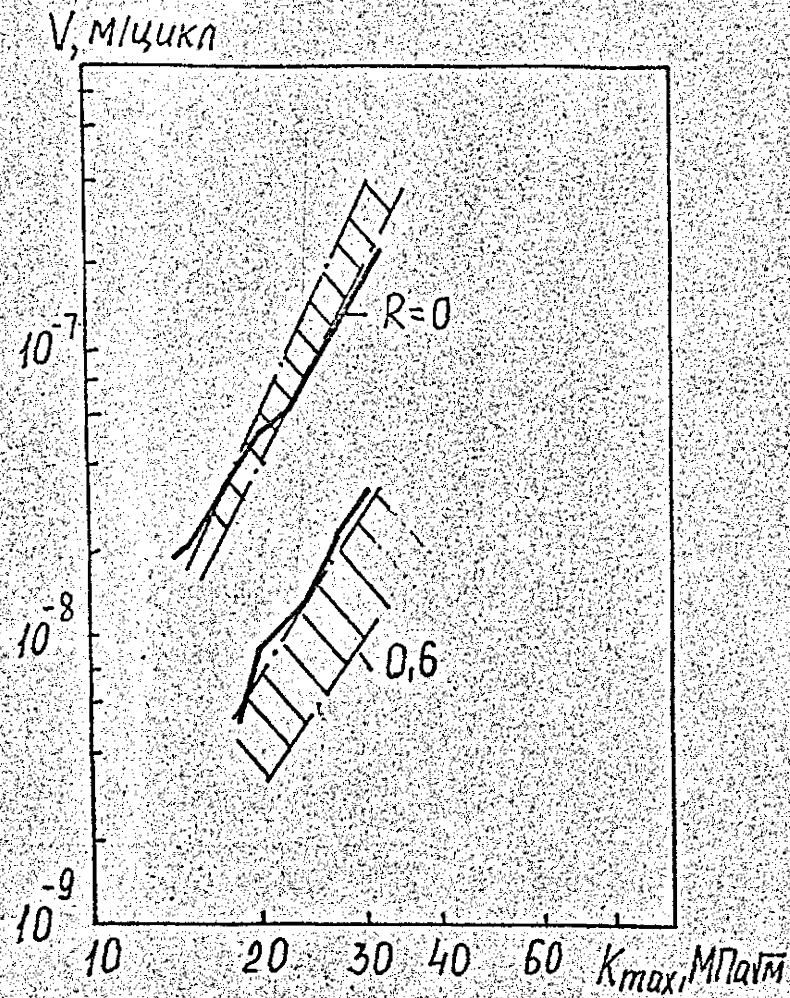


Рис. 6.8. Зависимость скорости развития усталостной трещины в стали 15Х2МФА(Ш) от K_{\max} при 293 К и $f = 25$ Гц.
 $R = 0$ ($t = 7,5$ мм) и $0,6$ ($t = 25$ мм).
 Обозначения см. рис. 6.7.

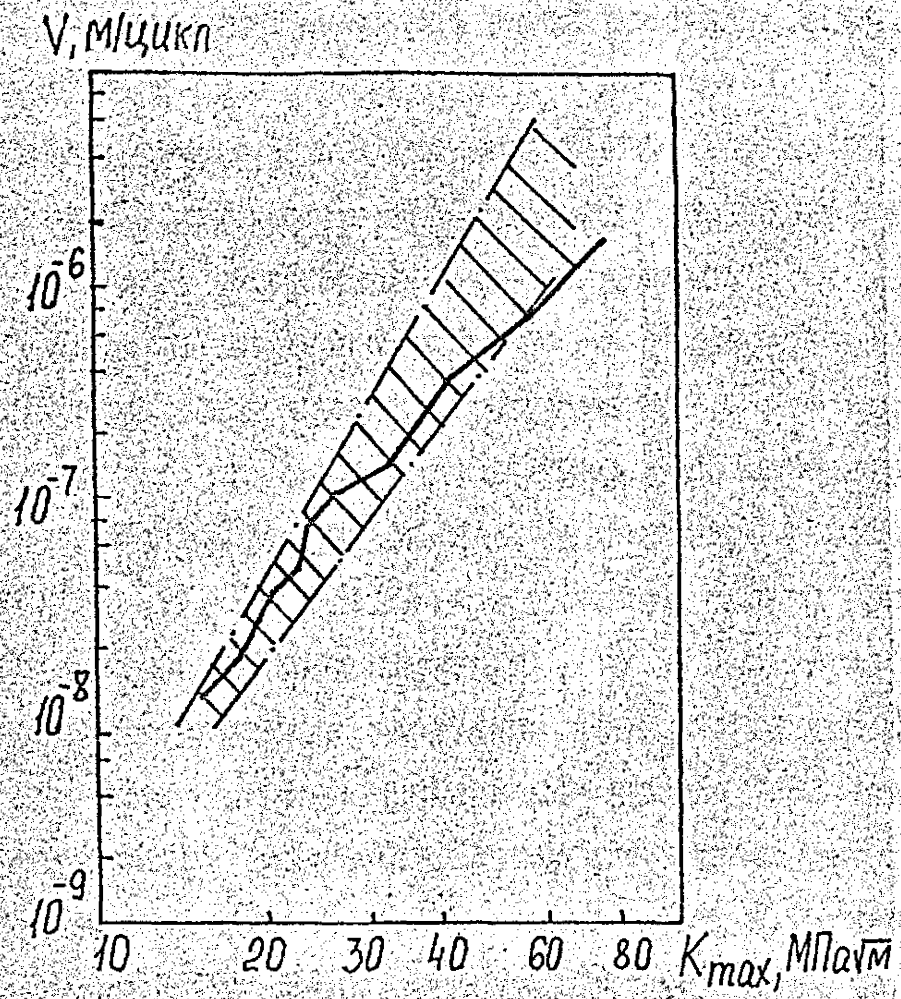


Рис. 6.9. Зависимость скорости развития усталостной трещины в титановом сплаве типа BT6C от K_{\max} при $R = 0,1$ и частоте нагружения 0,5 Гц. (Обозначения см. рис. 6.7).

на циклическую прочность при $R_\epsilon = -1$.

На рис. 6.7 также представлена зависимость скорости развития усталостных трещин в стали 15Х2МФА(I) при $R = 0,1$ от

K_{max} (кривая 2), рассчитанная без учета рассеяния энергии неупругой деформации в зоне повреждения ($R_m \geq r \geq X^*$). Сравнение расчетных кривых 1 и 2 показывает, что неучет рассеяния энергии неупругой деформации приводит примерно к двукратному занижению скорости развития трещины усталости.

На рис. 6.10 приведена зависимость K_{max} при котором происходит увеличение длины трещины (разрушение i -го элемента) на величину X^* от числа циклов неупругого деформирования указанного элемента до разрушения. Зависимости рассчитаны для стали 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(III) и титанового сплава при коэффициенте асимметрии цикла нагружения $R = 0,1$. В двойных логарифмических координатах указанные зависимости являются линейными и могут быть интерпретированы как кривые усталости микрообразцов шириной X^* при ступенчатом увеличении энергии неупругой деформации за цикл ΔW . Из анализа рис. 6.10 также следует, что указанные материалы существенно отличаются по долговечности. Так если при изменении K_{max} от 10 до 40 МПа $\sqrt{м}$ долговечность микрообразцов из стали 15Х2МФА(III) соответствует малоцикловой области $4 \cdot 10^2 \dots 2 \cdot 10^3$ циклов, то для стали 15Х2МФА(I) долговечность находится в пределах $10^4 \dots 10^5$ циклов.

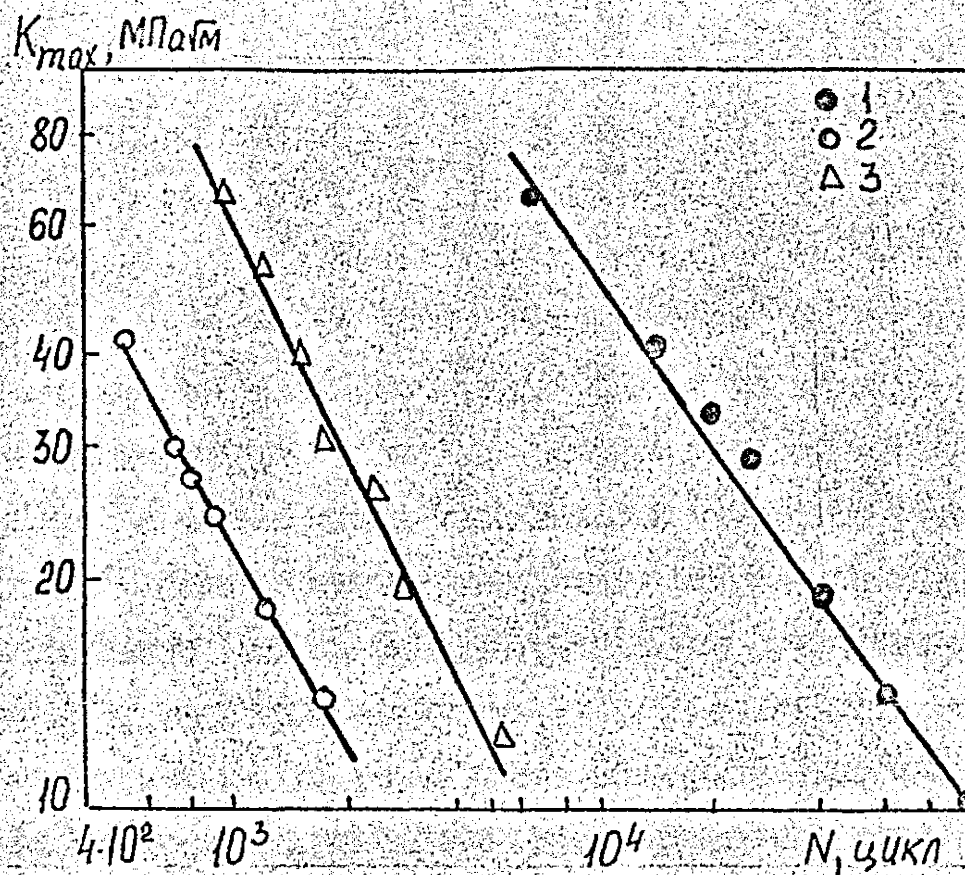


Рис. 6.10. Соотношение уровня K_{max} и числа циклов нагружения образца с трещиной, соответствующего накоплению энергии усталостного разрушения W_y на расстоянии χ^* от вершины трещины.
 1 – сталь 15Х2МФА(I), 2 – 15Х2МФА(III),
 3 – сплава ВТ6С.

6.3. Влияние предварительной однократной пластической деформации на скорость роста усталостной трещины

Предлагается метод количественного прогнозирования влияния предварительной пластической деформации на скорость РУТ, основанный на модели РУТ (474). Приведено сравнение расчета и эксперимента. Для прогнозирования влияния предварительной деформации на скорость РУТ необходимо уравнение испытаний на малоцикловую усталость при жестком режиме нагружения только для исходного материала, поскольку энергия усталостного разрушения W_y , а также кривые малоциклового усталости в координатах $\varepsilon_a - N_T$ инвариантны относительно степени предварительной деформации (см. п. 3.3). В результате проведенных исследований рассчитывают величину W_y и показатель β по ускоренному методу (по результатам испытаний одного образца) строим диаграмму циклического деформирования исходного материала и после предварительной пластической деформации. Задаваясь величиной внешней циклической нагрузки рассчитываем скорости РУТ для тела с трещиной (п. 6.1).

На рис. 6.II представлены расчетные и экспериментальные зависимости скорости РУТ в стали 15Х2МФА(1) в исходном состоянии и после однократной пластической деформации $\varepsilon_{np} = 0,019$. Результаты расчета дают снижение скорости РУТ в стали после предварительной деформации. Это удовлетворительно совпадает с результатами эксперимента. Для количественного прогнозирования скорости РУТ в алюминиевом сплаве АМГ6 схема расчета была несколько изменена. Для алюминиевых сплавов использование энергетического критерия усталостного разрушения в виде (3.2) затруднено [136]. Поэтому, в качестве критерия разрушения элемента X^* принят деформационный критерий, основан-

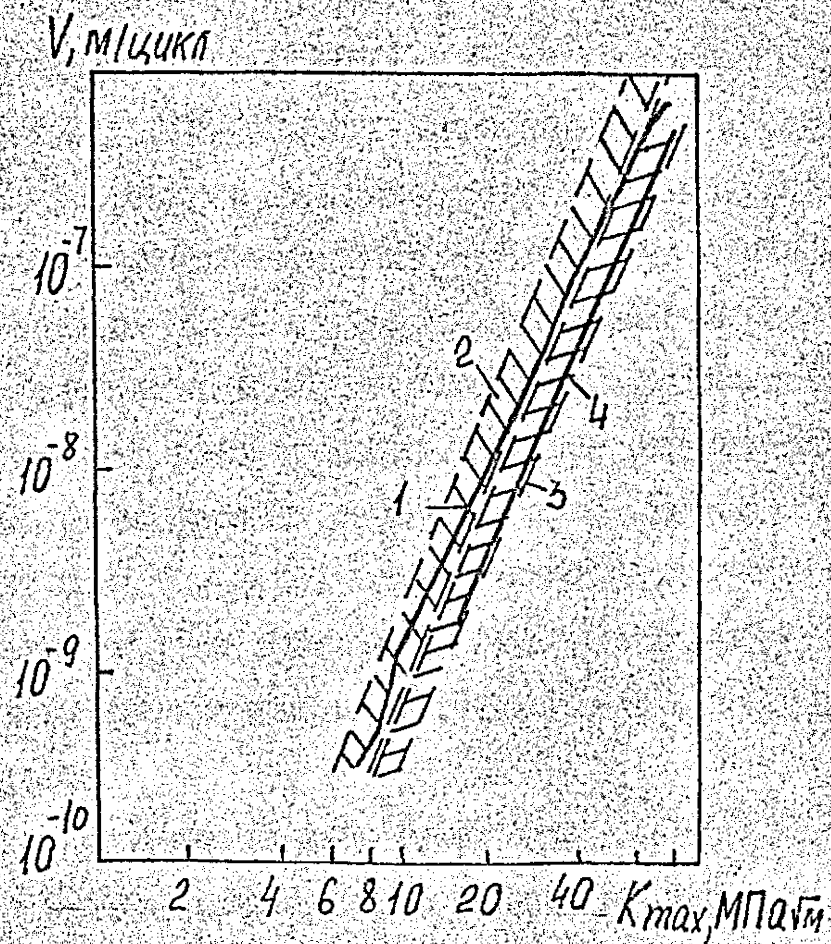


Рис. 6.II. Зависимость скорости РУТ в стали 15Х2МФА(І) от K_{max} в исходном состоянии (1,2) и после $e_{np} = 0,019$ (3,4). 1,3 - расчет, 2,4 - эксперимент.

ный на уравнении Коффина-Менсона (3.1). Кроме этого, расчет для AlMg6 выполнен без учета накопления усталостных повреждений в зоне R_m впереди вершины трещины.

Проведенный расчет показывает (рис. 6.12), что предварительный наклеп приводит к существенному увеличению скорости РУТ в сплаве AlMg6, по сравнению с недеформированным материалом. Причем наблюдается удовлетворительное соответствие расчета и эксперимента.

Из анализа модели скорости РУТ, а также критериев усталостного разрушения (3.1), (3.2) и закономерностей неупругого циклического деформирования для циклически упрочняющегося и циклически разупрочняющегося материала следует, что изменение скорости роста трещины после предварительной пластической деформации определяется изменением диаграммы циклического деформирования, смещение которой вверх или вниз относительно исходного состояния определяет характер этого влияния. Как было установлено выше (п. 3.3), предварительная пластическая деформация интенсифицирует процессы упрочнения и разупрочнения соответственно для циклически упрочняющихся и разупрочняющихся материалов.

Таким образом, результаты расчета по предложенной модели свидетельствуют, что предварительный наклеп растяжением будет увеличивать скорости РУТ для циклически упрочняющихся материалов и уменьшать — для циклически разупрочняющихся материалов. Для обоснования указанного положения проанализированы результаты, полученные в настоящей работе, а также литературные данные / $\frac{25}{23}$, $\frac{113}{83}$, $\frac{34}{164}$, $\frac{29,427,345}{226-228}$, $\frac{456}{250}$, $\frac{419}{251}$, $\frac{95,179}{264-268}$, $\frac{247,256}{272}$, $\frac{121}{275}$, $\frac{116, 283, 325, 233, 217, 467}{450-455}$ / , приведенные в табл. 4.3.

Известно, что в зависимости от уровня $\sigma_b / \sigma_{0,2}$ конструкционные сплавы условно^{но} могут быть разделены на циклически разупрочняющиеся ($\sigma_b / \sigma_{0,2} \leq 1,2$), циклически упрочняющиеся

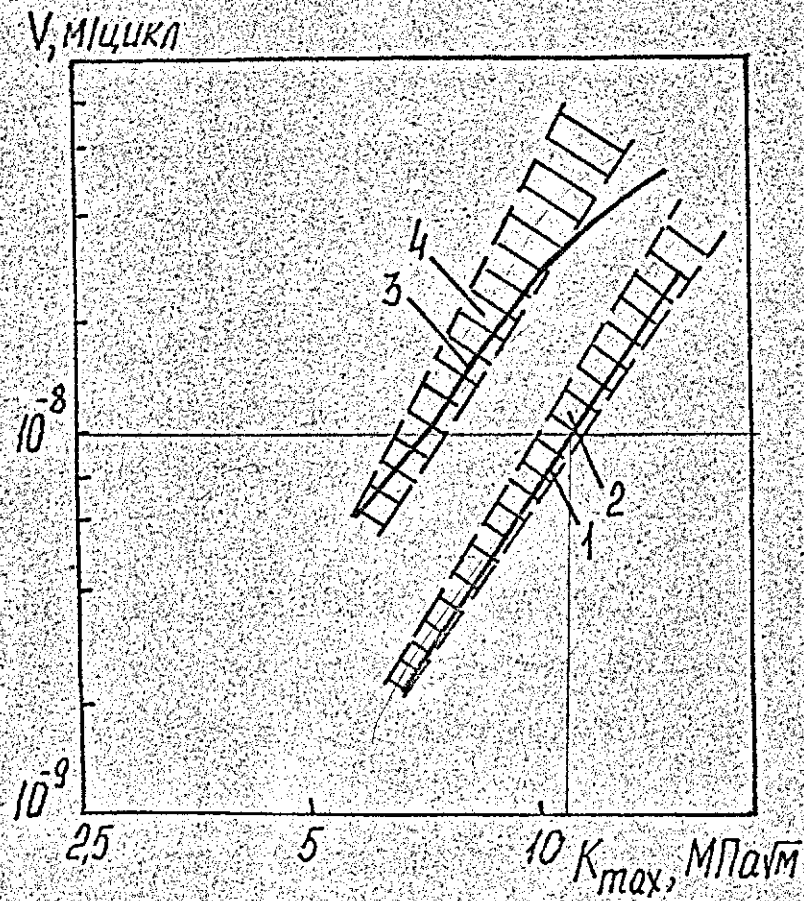


Рис. 6.12. Зависимость скорости РУТ от K_{max} в сплаве АМг6 в исходном состоянии (1,2) и после $p_{пр} = 0,10$ (3,4). 1,3 - расчет; 2,4 - эксперимент.

($\sigma_b / \sigma_{0.2} \geq 1,4$) и циклически стабильные ($1,2 < \sigma_b / \sigma_{0.2} < 1,4$) / 70 /. На рис. 6.13 построены обобщающие графики для циклически разупрочивающихся и циклически упрочняющихся материалов. Из анализа результатов следует, что для конструкционных сплавов, в которых отношение $\sigma_b / \sigma_{0.2} \geq 1,5$ предварительная деформация (холодная прокатка, растяжение) приводит к увеличению скорости РУТ.

Для конструкционных сплавов, имеющих отношение $\sigma_b / \sigma_{0.2} < 1,5$ предварительная деформация снижает скорость РУТ по сравнению с исходным состоянием (рис. 4.30,6).

6.4. Сопротивление хрупкому разрушению при циклическом нагружении и закономерности нестабильного роста усталостной трещины

Были проведены расчеты стабильного прироста трещины и числа циклов нагружения между хрупкими скачками трещины для стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К. Исходные данные содержатся в таблицах 6.1 и 6.2. / 472 /.

Приведенные расчетные и экспериментальные зависимости длины прироста трещины между хрупкими скачками от критического КИП K_{fc} (рис. 6.14), а также зависимости, описывающие влияние циклическости нагружения на сопротивление хрупкому разрушению (рис. 6.15), свидетельствуют об их удовлетворительном соответствии. Однако расчет дает существенно заниженное по сравнению с экспериментом значение числа циклов до хрупкого скачка трещины при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,53$. Указанное обстоятельство обусловлено, по-видимому, тем, что при расчетах использовалась зависимость предела текучести

$\sigma_{0.2}$, в цикле от амплитуды пластической деформации (энергии неупругой деформации за цикл), полученная на гладких образцах

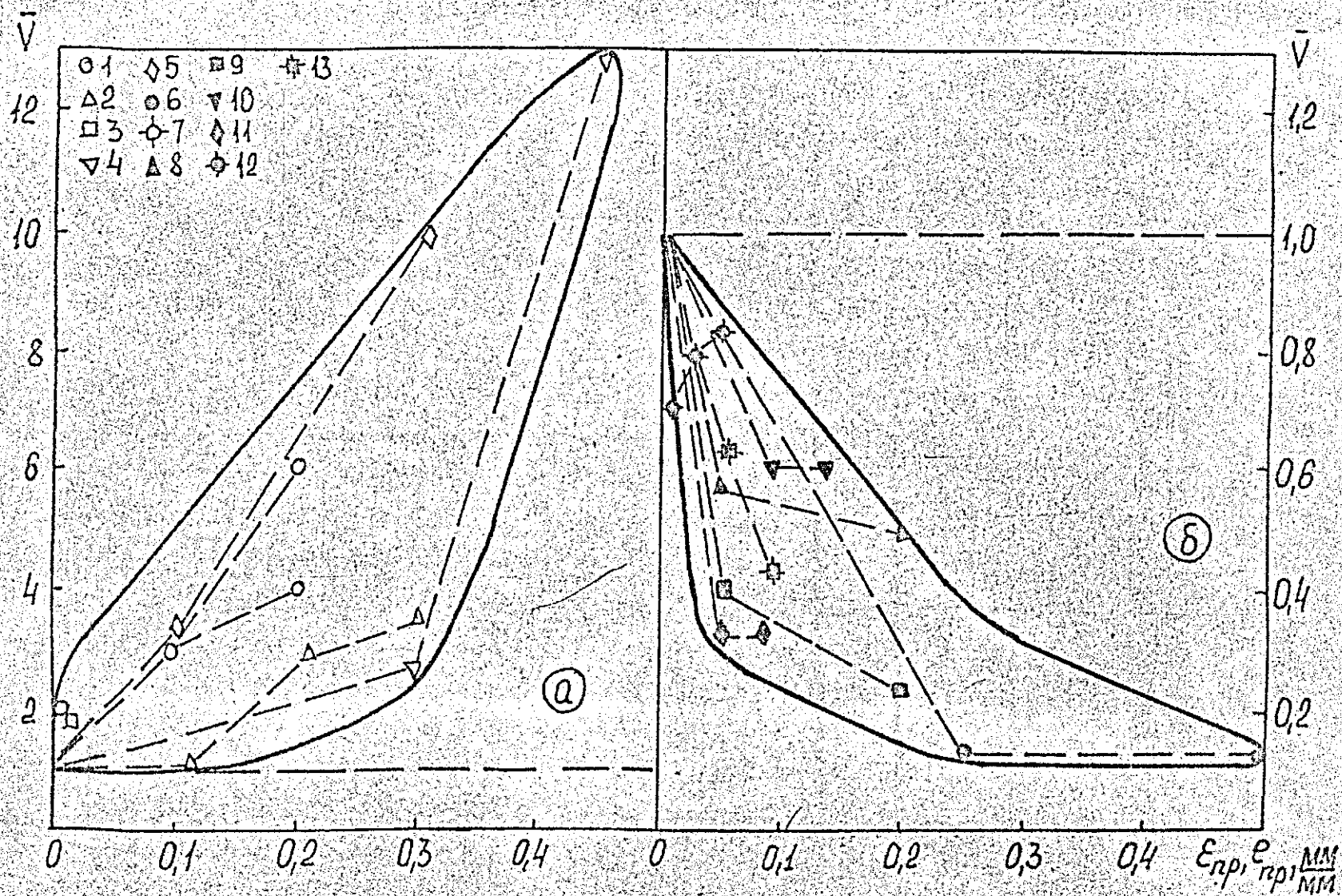


Рис. 6.13. Зависимость относительной скорости РУТ \bar{V} от степени предварительной деформации при σ_8/σ_{02} исходного материала 1,5...3,93 - а и 1,05...1,48 - б.

Таблица 6.2

Характеристики механических свойств
и трещиностойкость стали 15Х2М2А(Ш)
при 293 К

$\sigma_{0,2}$ МПа	K_{IC} МПа $\sqrt{м}$	k_w МПа/(МПа/м ³)
954	65,3	0,0358

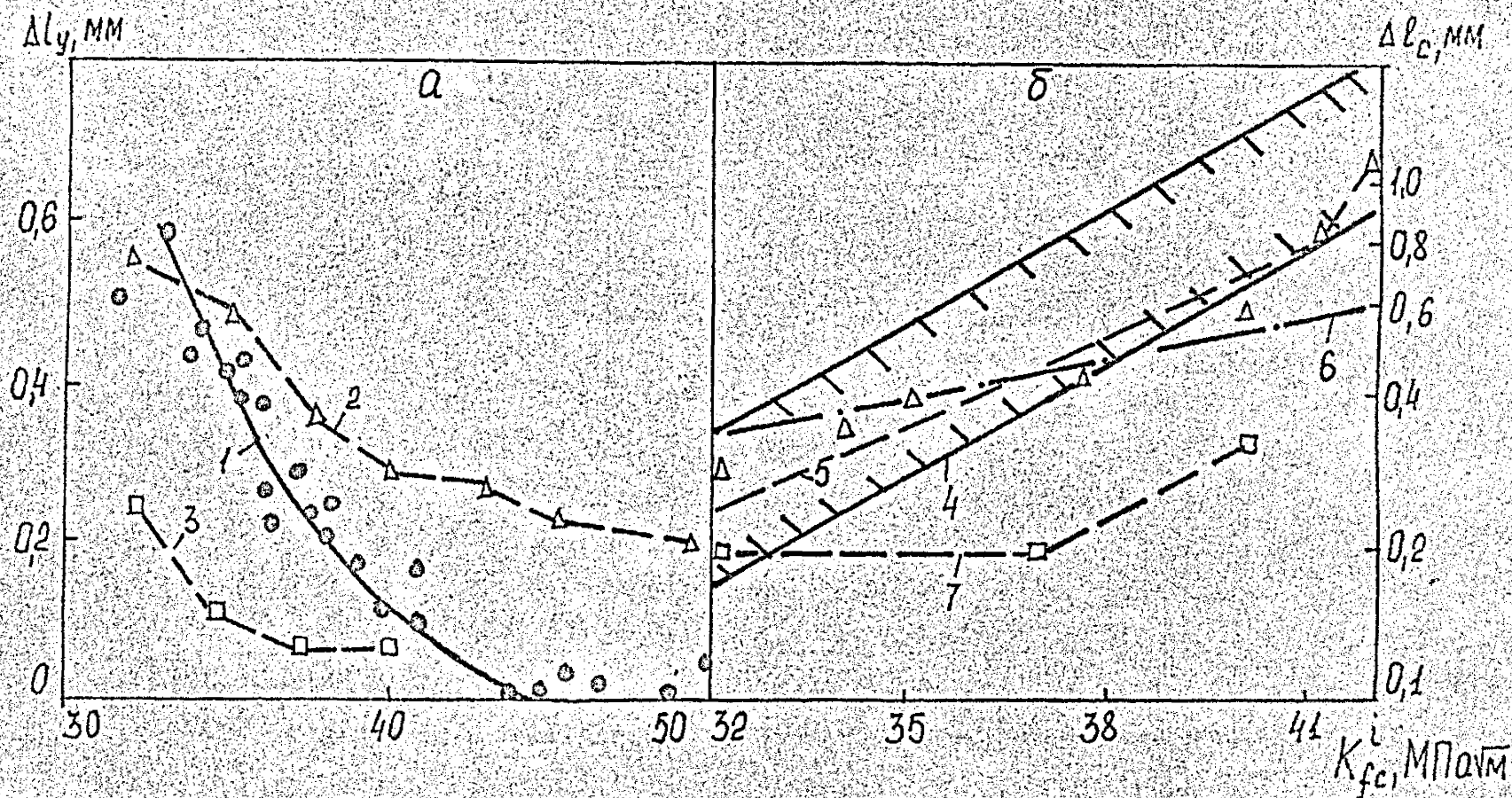


Рис. 6.14. Зависимость длины стабильного - а и нестабильного - б прироста трещины в стали 15X2MFA(III) от критического КИН K_{fc}^I при 293 К
 $R = 0,1$ (1,2,4-6), 0,59 (3,7), 1,4 - эксперимент, 2,3,5,7 - расчет по предложенной модели: 6 - расчет по формуле (1.36) / 219 /.

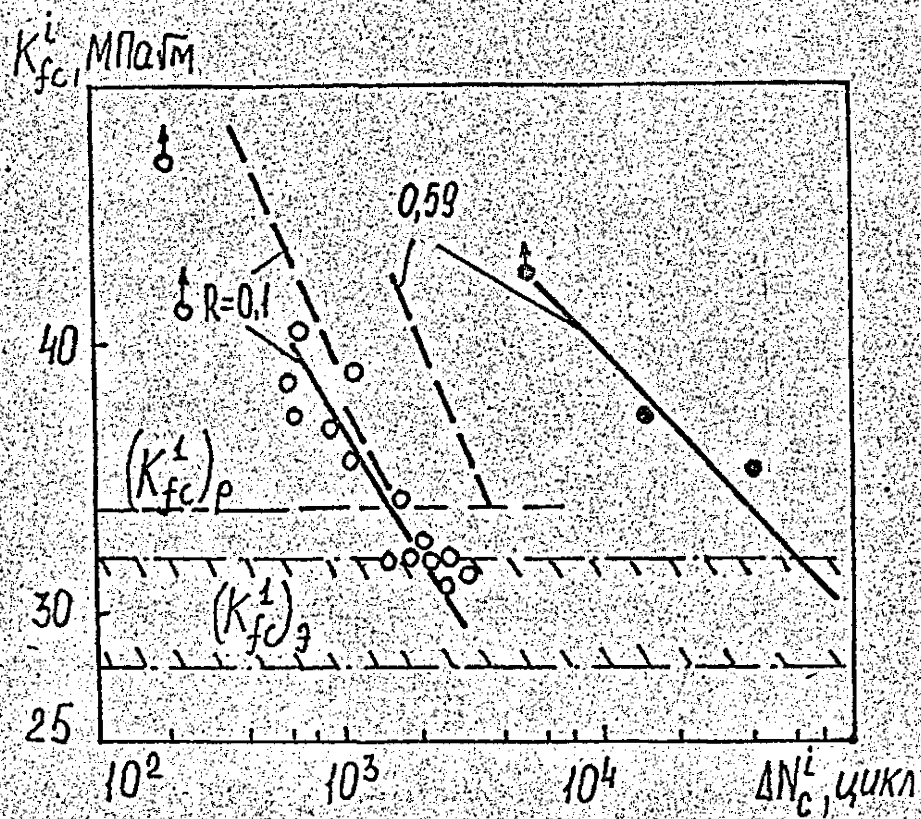


Рис. 6.15. Влияние уровня нагружения на число циклов до скачка трещины в стали 15Х2МФА при 293 К. $(K_{fc}^I)_g, (K_{fc}^I)_p$ - соответственно полоса рассеяния циклической вязкости разрушения и определяемой из эксперимента и K_{fc}^I определяемое расчетом.

при жестком симметричном упруго-пластическом деформировании.

Расчет по предложенной модели длины хрупкого скачка трещины (рис. 6.14) лучше согласуется с экспериментальными данными, чем расчет по формуле (I.36).

6.5. О природе разброса вязкости разрушения при статическом нагружении

На основе модели нестабильного роста усталостной трещины (п. 6.1, 6.2) предложен подход к прогнозированию разброса вязкости разрушения $K_{Ic} / 475 /$, в действительности, являющегося результатом различных условий формирования зоны повреждения в вершине усталостной трещины (различной накопленной удельной энергией неупругой деформации) на стадии ее инициирования.

Создание исходных усталостных трещин и испытания на трещиностойкость при статическом нагружении проводили при консольном изгибе плоских образцов сечением 25x70 мм (рис. 2.6;а) на установке УМ102-04 / 402 / и внецентренном растяжении компактных образцов на испытательной машине Гидропульс 400 кН в соответствии с / 21 /.

Циклическую вязкость разрушения K_{Ic}^I определяли с соблюдением рекомендаций, изложенных в работе / 305 /.

Коэффициенты интенсивности напряжений при изгибе плоских образцов и внецентренном растяжении компактных определяли по формулам (2.1) – (2.3).

Исследовали трещиностойкость стали 15Х2МФА и стали 15Х2МФА(III) соответственно при температуре 183 и 293 К, что существенно ниже температур хрупкости, которая определялась по 5%-ному волокну в изломе (табл. 6.3).

На рис. 6.16 представлены зависимости вязкости разрушения стали 15Х2МФА(III) при 293 К и стали 15Х2МФА при 183 К.

Таблица 6.3

Данные о статическом распределении
характеристик трещиностойкости сталей

Сталь	Т, К	σ_{02}	σ_s	K_{Ic}	ΔK_{Ic}	K_{fc}^1	ΔK_{fc}^1	Т К ₀ , К	Среднее значение, МПа $\sqrt{м}$		Стандартное отклонение МПа $\sqrt{м}$		$K_I = \sigma_{02} \times \sqrt{0,42} \times \sqrt{M}$ МПа $\sqrt{м}$
		МПа			МПа м				\bar{K}_{Ic}	\bar{K}_{fc}^1	K_{Ic}	K_{fc}^1	
15ХСНМА(Ш)	293	954	1039	40,8-32 15 ⁼⁼	41,1	27-32 11 ⁼⁼	5,0	393	65,3 61,9 ⁼⁼	29,6 16,8 ⁼⁼	11,5	1,95	98,1
15ХСНМА	183	750	840	46,5-74,1 7 ⁼⁼	27,6	31,3-34,4 7 ⁼⁼	3,1	293	56,0 49,2 ⁼⁼	32,9 9,4 ⁼⁼	8,69	1,17	75,0

⁼⁼ Количество испытанных образцов

⁼⁼ Отношение $\Delta K_{Ic} / \bar{K}_{Ic}$ и $\Delta K_{fc}^1 / K_{fc}^1$, в %

при статическом и циклическом нагружении от максимального КНН K_{fmax} на конечном участке выраживания исходной усталостной трещины и от критической длины трещины усталости L_{fc}^1 при переходе от стабильного к нестабильному развитию. Численные значения характеристик вязкости разрушения и их статистическое распределение приведены в табл. 6.3. Исходные усталостные трещины во всех случаях создавали при температуре 293 К. Условие максимальной стесненности пластических деформаций в вершине трещины при статическом нагружении выполнялось, как по критерию (1.20), так и по виду диаграммы $P-V$.

Цикличность нагружения существенно снижает (рис. 6.16, табл. 6.3) сопротивление хрупкому разрушению стали 15Х2МФА(Ш) и 15Х2НМФА по сравнению с вязкостью разрушения при статическом нагружении. Так средние значения циклической вязкости разрушения \bar{K}_{fc}^1 стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К и стали 15Х2НМФА при 183 К соответственно в 2 и в 1,7 раза меньше \bar{K}_{fc} при тех же температурных испытаниях.

Особое внимание обращает факт существенного отличия в разбросе вязкости разрушения указанных сталей при статическом и циклическом нагружении. Так полоса разброса статической вязкости разрушения ΔK_{fc} довольно большая и составляет для стали 15Х2МФА(Ш) 39,2 МПа $\sqrt{м}$, для стали 15Х2НМФА – 27,6 МПа $\sqrt{м}$. Рассеяние циклической вязкости разрушения ΔK_{fc}^1 значительно меньше по сравнению с ΔK_{fc} . Отношение $\Delta K_{fc} / \Delta K_{fc}^1$ для стали 15Х2МФА(Ш) равно 7,8, стали 15Х2НМФА – 8,9, а отношения стандартных отклонений соответственно 6,4 и 7,4.

Попытаемся проанализировать причины столь существенного отличия в рассеянии экспериментальных данных по вязкости разрушения при статическом и циклическом нагружении.

Обычно используемая для объяснения существенного разброса вязкости разрушения локальная неоднородность свойств материала здесь, по-видимому, не применима, поскольку в этом случае большее стандартное отклонение должно быть для циклической вязкости разрушения. Переход к неустойчивому росту усталостной трещины при циклическом нагружении происходит при более низких значениях K_{max} , а следовательно, и меньшем размере пластической зоны в вершине трещины по сравнению со статическим нагружением.

Используя приближенную формулу для определения размера пластической зоны

$$r_y = \frac{1}{\alpha_1 \pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{0.2}} \right)^2,$$

и принимая, что $K'_{fc} = 0,5 K_{Ic}$, а $\sigma_{0.2}$ и α_1 при циклическом нагружении совпадают с аналогичными характеристиками при статическом приложении нагрузки получим $r_y^c / r_y^u = 4$ (здесь r_y^c , r_y^u — размер пластической зоны соответственно при статическом и циклическом нагружении). Таким образом, большая в 4 раза по сравнению с циклическим нагружением пластическая зона при однократном разрушении должна обеспечивать большее сглаживание неоднородности локальных свойств материала и, следовательно, меньший разброс статической вязкости разрушения по сравнению с K'_{fc} . Однако, это противоречит экспериментальным данным приведенным на рис. 6.16.

Выше установлено (п. 5.5), что вязкость разрушения \tilde{K}_{Ic} циклически разупрочняющихся материалов при температуре ниже температуры вязко-хрупкого перехода существенно зависит от накопленной энергии неупругой деформации на стадии предварительного циклического неупругого деформирования и описывается зависимостью (5.7).

Рассчитав напряженно-деформированное состояние в вершине трещины и определив суммарную энергию неупругой деформации для элемента шириной X^* , прилегающего к вершине трещины (рис. 6.2), мы можем в соответствии с уравнением (5.7) определить сопротивление хрупкому разрушению материала.

Рассмотрим случай, когда в исходном состоянии в области вершины трещины отсутствует усталостное повреждение, т.е. накопленная энергия неупругой деформации $W_H = 0$ (рис. 6.17,а).

Условие усталостного разрушения (стабильного подрастания трещины) i -го элемента описывается уравнением (6.9). При этом примем, что $K_{max} < K_{ic}$.

Численно решая уравнение (6.9) с учетом (6.8) определяем долговечность каждого i -го элемента, в пределах зоны повреждения, зависимость энергии неупругой деформации для каждого i -го элемента в зависимости от числа циклов нагружения (рис. 6.17,а). С учетом последнего, по уравнению (5.7) рассчитываем вязкость разрушения образца (которая будет равна \tilde{K}_{ic} элемента прилегающего к вершине трещины (рис. 6.17,б). Таким образом, как следует из рис. 6.17,б при создании усталостной трещины, при $K_{fmax} = const$ вязкость разрушения при статическом нагружении будет зависеть от числа циклов нагружения и изменяться в пределах от \tilde{K}_{ic}^{min} до \tilde{K}_{ic}^{max} .

Для случая, когда трещина в условиях $K_{fmax} = const$ подрастает на величину большую, чем размер зоны повреждения, изменение W стабилизируется и различие между наибольшим $(\tilde{K}_{ic}^{max})'$ и наименьшим $(\tilde{K}_{ic}^{min})'$ значениями вязкости разрушения уменьшается (рис. 6.17).

Следует отметить, что модель РУТ является в известной степени упрощенной (п. 6.1), поскольку, в действительности, между стадиями задержки роста трещины стабильное подрастание ее происходит непрерывно в каждом цикле (п. 4.6). Поэтому, изме-

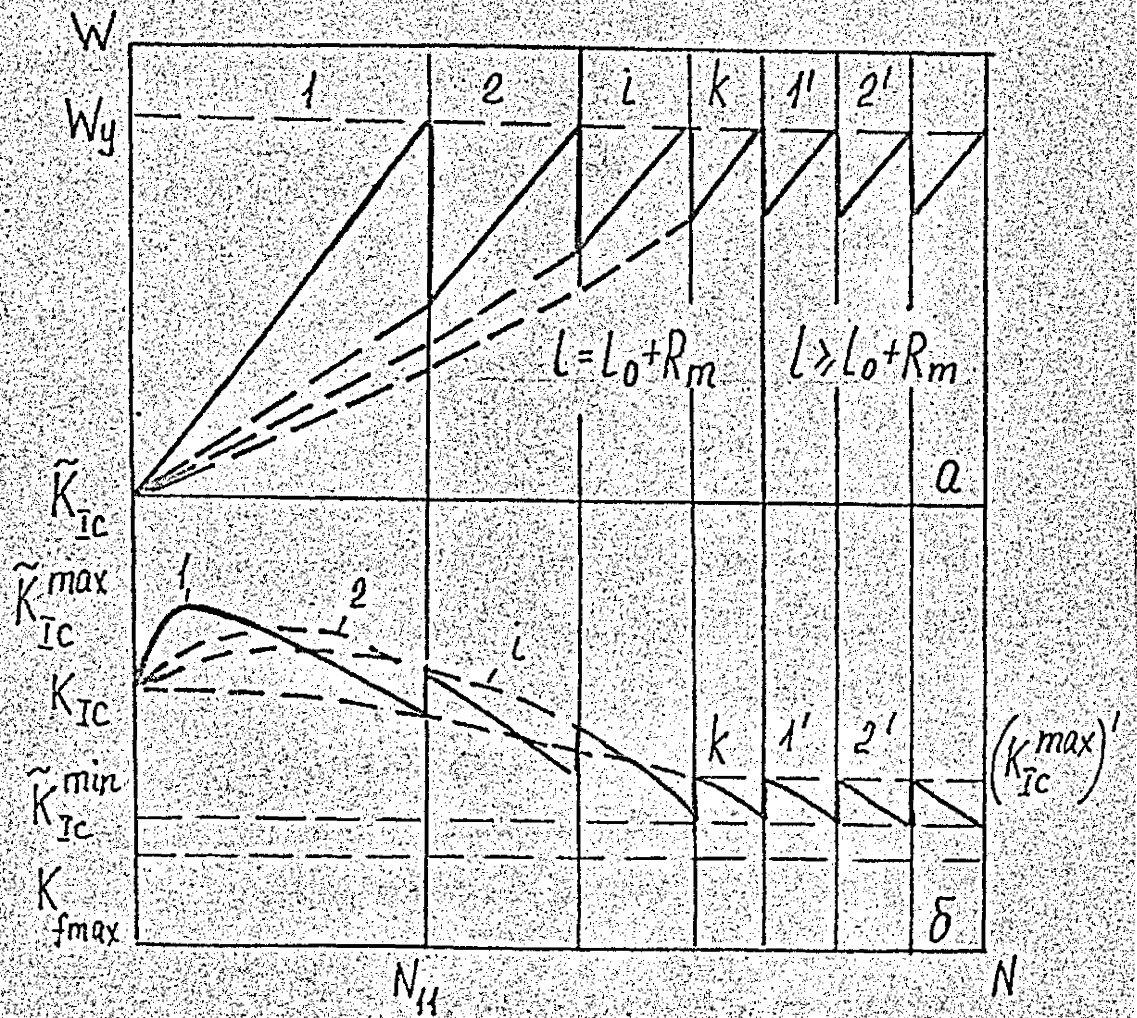


Рис. 6.17. Зависимость накопленной удельной энергии неупругой деформации – а и вязкости разрушения – б от числа циклов нагружения $1, 2, \dots, i, \dots, k$ – соответствует номеру микрообразца в пределах зоны повреждения. Сплошные линии – нагружен при $\Delta W = \Delta W^*$, пунктирные – при $\Delta W < \Delta W^*$.

нейше энергии неупругой деформации не будет происходить скачкообразно (рис. 6.17), а плавное в течение стадии непрерывного роста трещины (рис. 6.18). К концу периода задержки накопленная энергия неупругой деформации в вершине трещины (в элементе шириной χ^* прилегающем к вершине трещины) достигает наибольшего значения, а в конце стадии непрерывного РУТ — минимального значения (рис. 6.18).

Следовательно, если при выращивании исходной усталостной трещины циклическое нагружение прекратить в т. 1,3,5 (рис. 6.18,а) и затем подвергнуть образец испытанию на вязкость разрушения, то мы получим максимальное значение K_{Ic} , если же в т. 2,4, то статическая вязкость разрушения будет минимальна.

Для проверки зависимости статической вязкости разрушения от удельной энергии неупругой деформации (числа циклов нагружения на стадии создания исходной усталостной трещины (рис. 6.18)) были проведены исследования вязкости разрушения стали 15Х2МФА(Ш) при внецентренном растяжении компактных образцов толщиной 19 мм в условиях комнатной температуры. Контроль энергии неупругой деформации косвенно оценивали по числу циклов нагружения на стадии задержки $\Delta N'_3$ (рис. 6.18) и непрерывного роста трещины $\Delta N'_H$ в соответствии с методикой предложенной в п. 4.6.

При этом максимальный КИП K_{fmax} на последней стадии выращивания трещины (с контролируемым процессом нерегулярного РУТ) находился в пределах 23...25 МПа $\sqrt{м}$. Из рис. 6.19 следует что увеличение числа циклов нагружения на стадии задержки рост трещины $\Delta N'_3$ (увеличение энергии неупругой деформации) приводит к снижению сопротивления хрупкому разрушению при статическом нагружении, однако с увеличением числа циклов $\Delta N'_H$ на стадии непрерывного РУТ K_{Ic} стали 15Х2МФА(Ш) при

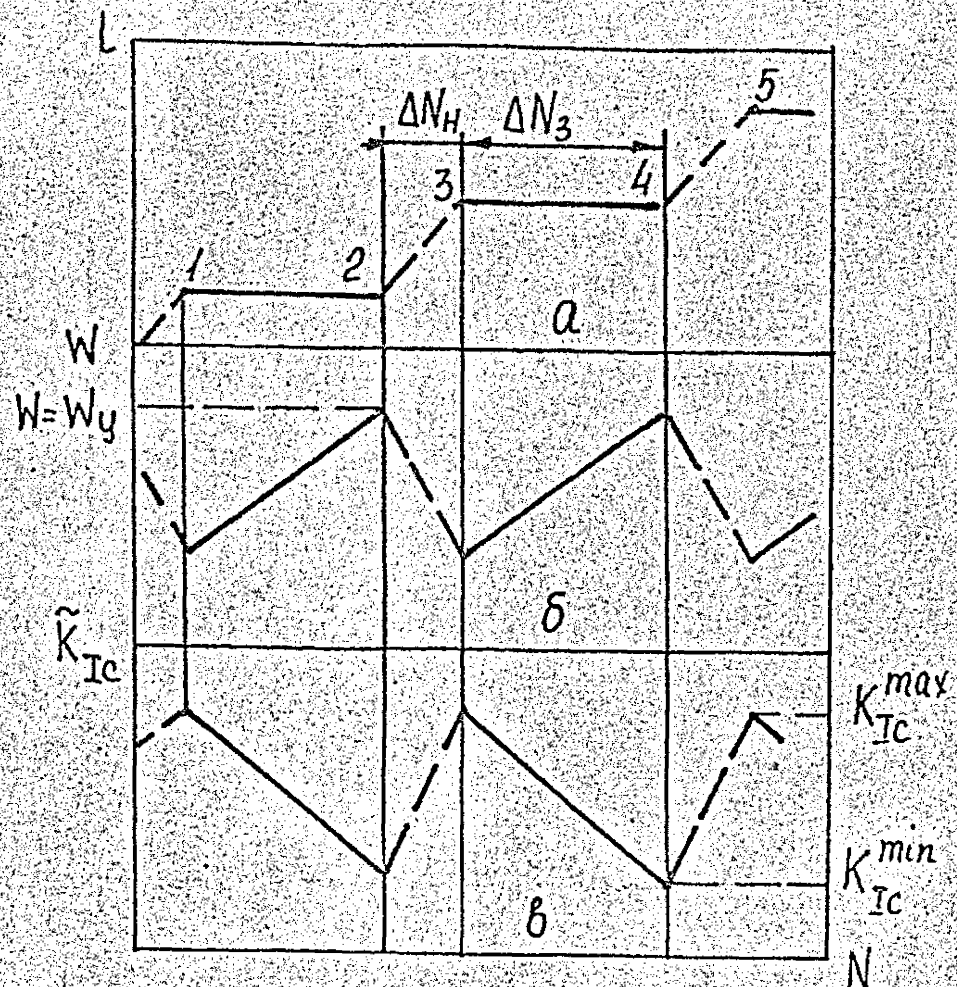


Рис. 6.18. Зависимость длины трещины — a , накопленной удельной энергии неупругой деформации в элементе i , примыкающем к вершине трещины — δ и вязкости разрушения — δ от числа циклов нагружения.

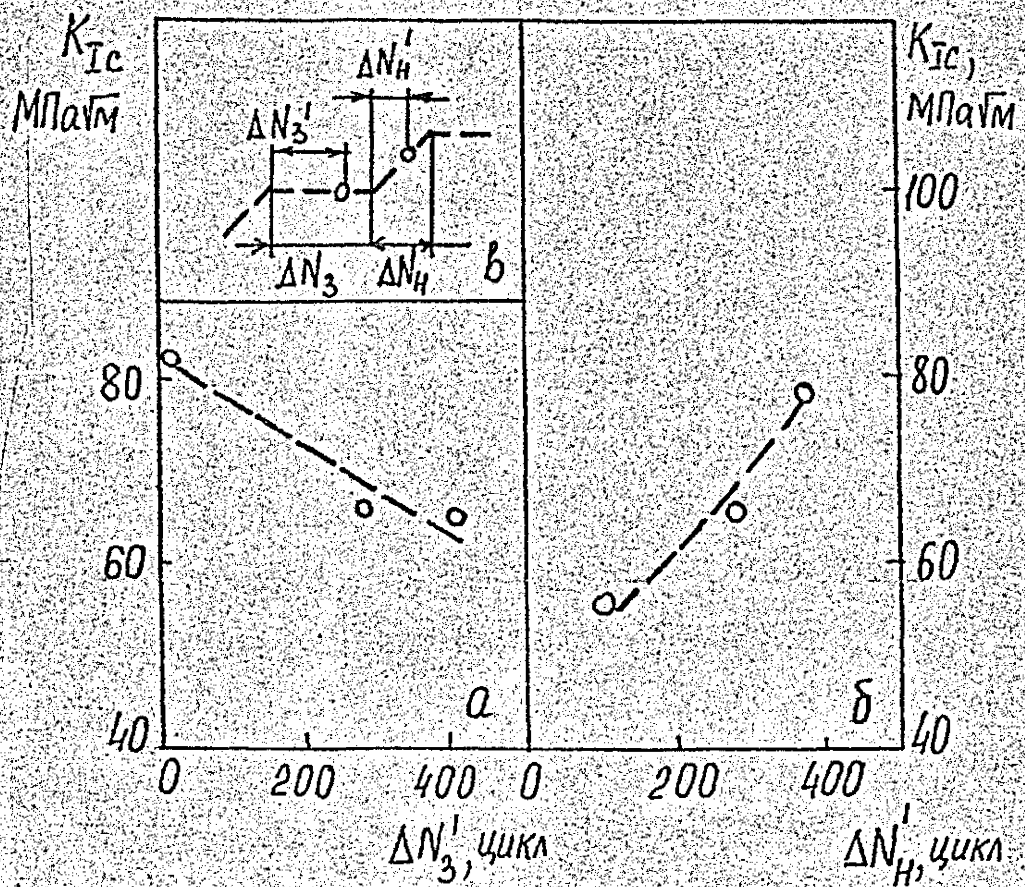


Рис. 6.19. Зависимость K_{IC} стали 15X2MΦA(III) при 293 К от числа циклов задержки трещины $\Delta N'_3$ - а и непрерывного роста ΔN_H - б; в - схематизация одного блока нерегулярного роста усталостной трещины.

$$K_{f\max} = 25,4 \dots 28,2 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}.$$

температуре 293 К увеличивается.

Кроме этого была проведена серия экспериментов в которых исследовали влияние количества циклов нагружения и уровня K_{max} после крупного скачка трещины на вязкость разрушения стали 15Х2МФА(Ш). Особенность этих опытов состояла в том, что после крупного скачка усталостной трещины накопленная энергия неупругой деформации в вершине трещины отсутствует. Это позволяло варьировать W практически от 0 до $W = W_y$. В указанных экспериментах после создания исходной усталостной трещины в соответствии с $/ 2I /$ циклическую нагрузку увеличивали до уровня $K_{max} = 30 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}} > K_{fc}^1$. После крупного скачка трещины уменьшали частоту нагружения до 1...2 Гц и поддерживая постоянным максимальный КИН $K_{fmax} > K_{fc}^1$ контролировали не-регулярный РУТ (п. 4.6). Циклическое нагружение останавливали в момент перехода от стадии задержки трещины к ее непрерывному росту. После чего определяли вязкость разрушения при статическом нагружении $/ 2I /$.

Результаты исследования представлены на рис. 6.20 из которых следует, что увеличение числа циклов нагружения, а также длины стабильного прироста трещины Δl после крупного скачка приводит к снижению сопротивления крупному разрушению стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К. Причем, чем больше уровень K_{fmax} при котором проводили циклическое нагружение после крупного скачка трещины, тем меньшее число циклов необходимо для получения окончательного снижения статической вязкости разрушения. В условиях статического нагружения не удалось получить значение вязкости разрушения ниже динамической вязкости разрушения $K_{DC} = 40 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

Весьма важным является вопрос о минимальном размахе КИН начиная с которого циклическое нагружение на стадии создания исходной усталостной трещины будет оказывать влияние на т.е. приводить к охрупчиванию материала в зоне повреждения в

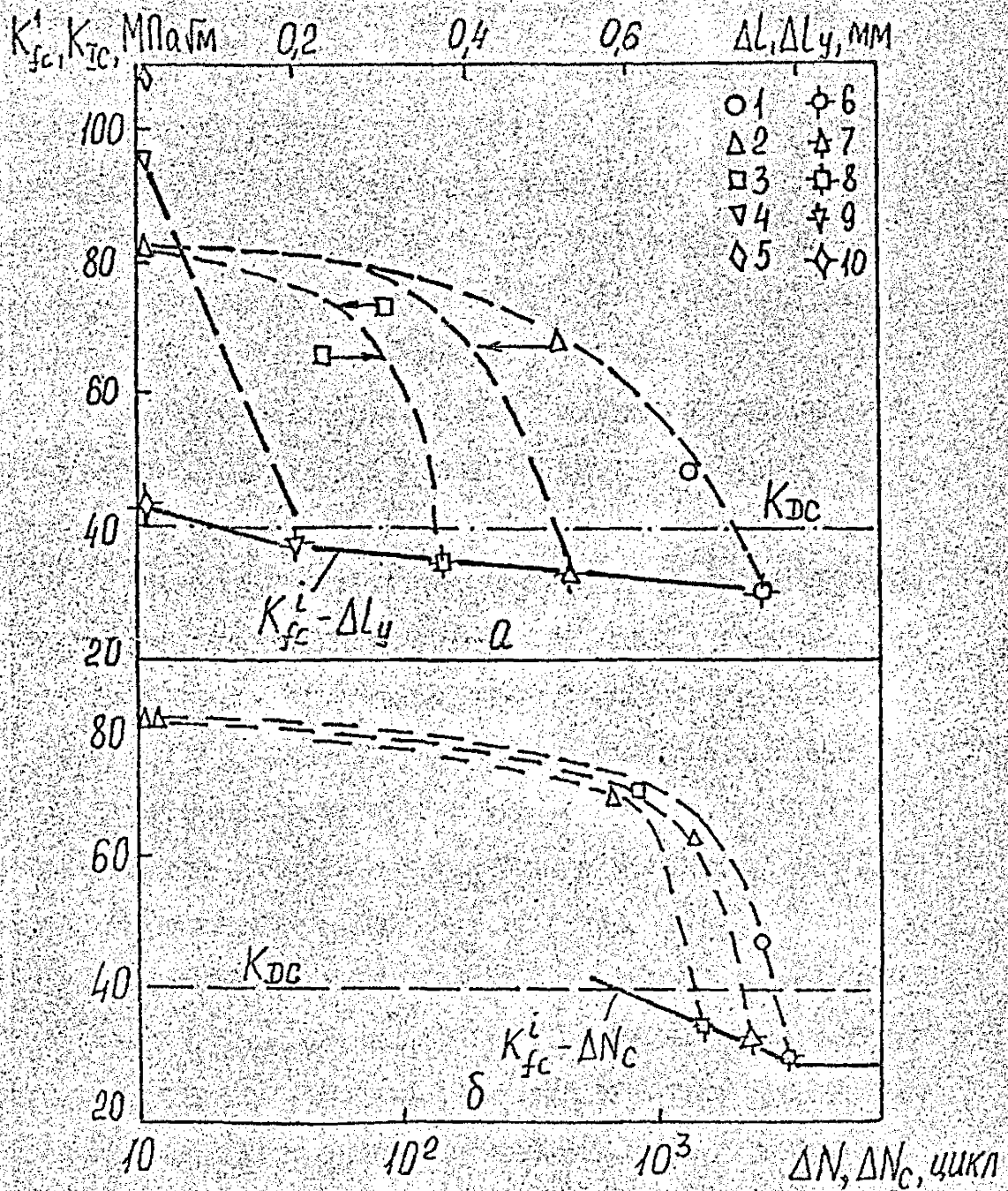


Рис. 6.20. Зависимость $K_{IC} - \Delta L$ (1-5), $K'_{fc} - \Delta l_y$ (6-10) - а и $K_{IC} - \Delta N$ (1-3), $K'_{fc} - \Delta N_c$ (6-8) - б стали 15X2MFA(III) при 293 К.
 $K_{fmax} = 30$ (1), 33 (2), 35 (3), 37 (4) и 42 МПа $\sqrt{\text{м}}$ (5).

ворщине трещины.

Было установлено (п. 5.3, рис. 4.17), что увеличение коэффициента асимметрии цикла нагружения R от 0 до 0,87 не влияет на циклическую вязкость разрушения K_{fc}^1 стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К, а при дальнейшем повышении R , увеличивается и совпадает с пороговым КИН K_{th} . Указанные результаты (рис. 4.17, б) представлены на рис. 6.21 в виде зависимости циклической вязкости разрушения относительно размаха КИН ΔK . Уменьшение ΔK от 30 до 3 МПа $\sqrt{м}$ не влияет на критический КИН K_{fc}^1 . Учитывая, что при $R = 0$ пороговый КИН $K_{th} = 10$ МПа $\sqrt{м}$ (рис. 4.17), снижение сопротивления хрупкому разрушению материала в зоне повреждения (рис. 6.17) будет иметь место при $\Delta K \geq \Delta K_{th}$.

Таким образом, при отсутствии контроля процесса нерегулярного роста при создании исходной усталостной трещины, даже при строгом соблюдении требований нормативных документов / 21, 24, II6-II21 /, вязкость разрушения образца с более "острой" трещиной, например при $K_{fmax} = K_{th}$, может быть больше, чем вязкость разрушения образца с трещиной, созданной при значениях максимального КИН $K_{fmax} \gg K_{th}$.

Указанное обстоятельство справедливо только в том случае, если $K_{fc}^1 < K_{ic}$. При $K_{fc}^1 \approx K_{ic}$ цикличность нагружения на стадии создания исходной трещины не будет приводить к окрупчиванию материала в зоне повреждения, а следовательно и влиять на K_{ic} . В этом случае разброс статической вязкости разрушения должен быть минимальным и будет связан лишь с локальным разбросом свойств материала.

На основе обобщения полученных результатов был предложен способ определения минимальной статической вязкости разрушения K_{ic} по результатам испытания одного образца / 476 /. В указанном способе контролируют нерегулярный рост трещины на

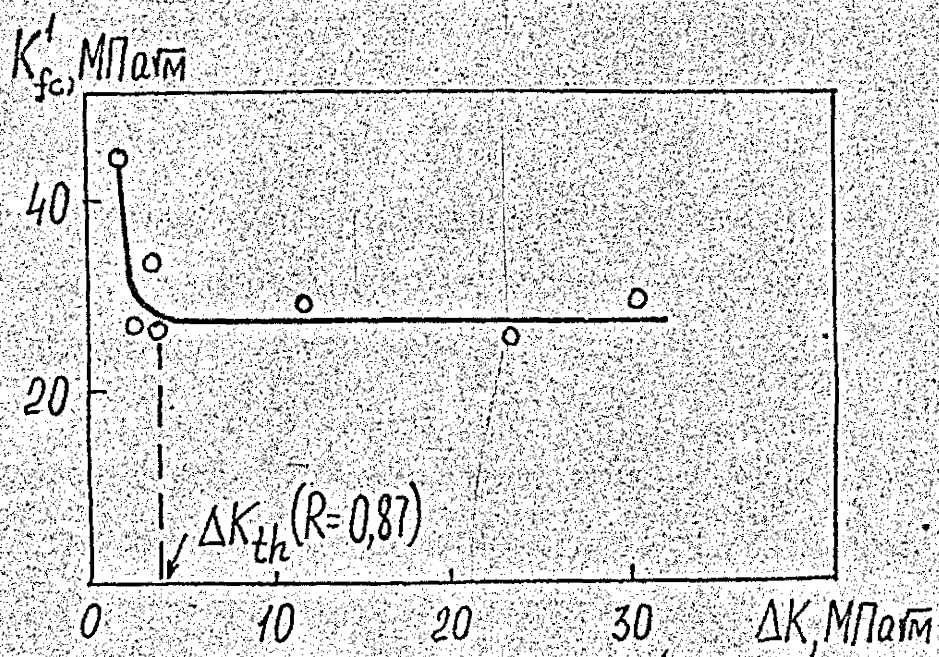


Рис. 6.2I. Зависимость критического КИН K'_{fc} стали 15Х2МФА(Ш) при 293 К от размаха КИН перед хрупким скачком трещины.

конечной стадии создания исходной усталостной трещины. Циклическую нагрузку прекращают в точках перехода от стадии задержки трещины к ее непрерывному росту (т. 3.4; рис. 6.13,а).

Затем образец подвергают испытанию на вязкость разрушения при статическом нагружении в соответствии с / 21 /.

Аналогичный подход может быть использован и при определении минимальной динамической вязкости разрушения.

6.6. Обоснование методов повышения сопротивления хрупкому разрушению при статическом нагружении и сопротивления росту усталостных трещин

Для высоконагруженных крупногабаритных конструкций практически невозможно избежать различного рода трещиноподобных дефектов и ресурс такой конструкции, в значительной мере, будет определяться стадией роста усталостной трещины. Вместе с тем, под воздействием эксплуатационных факторов, например, облучения, может происходить охрупчивание материала, что приводит к снижению вязкости разрушения. Поэтому, при создании материалов для таких конструкций необходимо оптимизировать их по параметру статической и циклической прочности и трещиностойкости. Как правило, создавая материал с высокими прочностными свойствами, проигрывают в сопротивлении хрупкому разрушению и наоборот. К числу материалов, обладающих как высокой прочностью так и трещиностойкостью относятся мартеноситностареющие стали / 39, 45, 203, 104, 29 /
/ 32, 477-480 /.

Однако, достигнутое оптимальное соотношение между прочностью и трещиностойкостью может нарушаться в процессе эксплуатации. В этих условиях важно иметь практические способы восстановления указанною оптимального соотношения, например, между пределом текучести и вязкостью разрушения материала или сопро-

тивлением росту усталостных трещин.

На основе исследований проведенных в данной работе показано, что одним из эффективных способов повышения сопротивления хрупкому разрушению материалов, а также сопротивлению росту усталостных трещин является предварительная пластическая деформация (п. 4.4, 5.4, 5.6.) Причем предварительной пластической деформации материал может подвергаться как ^{при}отсутствии в нем трещин, например, на стадии изготовления полуфабриката или детали (холодная и горячая прокатка), так и при наличии, например, в процессе эксплуатации (гидравлические испытания сосудов давления, нагружение в зоне концентрации напряжений и т.п.).

Было установлено (п. 4.4), что холодная прокатка как с последующим отжигом, так и без него, в зависимости от класса материала (циклически упрочняющийся, циклически разупрочняющийся) различным образом влияет на скорость РУТ на среднем участке ВУР) по сравнению с недеформированным материалом. Например, для алюминиевых сплавов, широко используемых в авиационном, наклеп, оказывая положительное влияние на предел текучести, в то же время существенно увеличивает скорость роста усталостных трещин. Поэтому, для конструктивных элементов, ресурс которых в значительной мере определяется развитием усталостной трещины, указанное обстоятельство необходимо учитывать при расчете долговечности. В этом случае, оптимальное соотношение между параметрами прочности и параметрами циклической трещиностойкости можно достичь за счет уменьшения степени наклепа.

Объемная пластическая деформация весьма эффективна для циклически разупрочняющихся материалов, например, низкоуглеродистых сталей, поскольку для них повышение прочности сопровождается одновременным увеличением сопротивления росту усталост

ных трещин.

На основе выполненных исследований, а также из анализа литературных данных следует, что наклеп практически во всех случаях уменьшает пороговый КИИ, за исключением, когда в процессе деформирования происходит нарушение сплошности материала с образованием пор или микротрещин. В этих условиях повышается пороговая трещиностойкость.

Известно, что в корпусах реакторов ВВЭР местные напряжения в зоне патрубков, отверстия в крышке) могут достигать величин, приближающихся к пределу текучести или превышающих его / $4\sigma_T$ /. Поскольку сталь 15Х2МФА как в исходном состоянии (I), так и охрупченном (II) и (III) является циклически разупрочняющейся, то местные однократные пластические деформации в зонах концентрации напряжений при отсутствии трещины должны повышать сопротивление росту усталостных трещин. Это вытекает из расчета по предложенной модели, а также экспериментально подтверждено на образцах из стали 15Х2МФА(I) и 15Х2МФА(III) в условиях комнатной температуры. Поскольку при рабочей температуре внутренней стенки реактора ВВЭР-440 543...573 К отношение $\sigma_B / \sigma_{0.2} = 1,08$ для стали 15Х2МФА(I) и $\sigma_B / \sigma_{0.2} = 1,10$ для стали 15Х2МФА(III), то предварительная пластическая деформация должна уменьшать, либо не влиять на скорость РУТ в указанных сталях и при температуре эксплуатации корпуса реактора.

Влияние однократной предварительной пластической деформации материала при отсутствии трещин на сопротивление хрупкому разрушению не является однозначным. Вместе с тем, для корпусной теплоустойчивой стали 15Х2МФА установлены следующие закономерности (гл. 4). При уровнях предварительной деформации не превышающих максимального равномерного удлинения характер влияния ϵ_{np} на сопротивление хрупкому разрушению определяется запасом по упрочнению (отношением $\sigma_B / \sigma_{0.2}$). Так, для

исходно охрупченной стали 15ХЗМФА(Ш) ($\sigma_B/\sigma_{0,2} = 1,05$) предварительная деформация в условиях комнатной температуры не влияет на K_{Ic} , однако, для стали 15ХЗМФА(Ш) ($\sigma_B/\sigma_{0,2} = 1,20$) увеличение наклепа снижает сопротивление хрупкому разрушению при температуре 123 К (п. 5.4).

В то же время установлено, что наличие микропор в материале, обусловленных деформированием за пределом прочности, является основным фактором повышения сопротивления хрупкому разрушению.

Исследование влияния предварительного теплового нагружения на сопротивление хрупкому разрушению важно с двух точек зрения. Во-первых, для повышения предельной несущей способности корпусов реакторов, материал которых охрупчивается под действием нейтронного облучения в процессе эксплуатации и, во-вторых, с целью обеспечения целостности корпуса реактора в случае аварийных ситуаций. Например, при аварийной ситуации, в случае заливки холодной воды, температура внутренней поверхности корпуса может снижаться до 313...343 К / ¹⁵³7, ¹²³474, ¹²³475 /, ₂₄ что ниже температуры хрупкости основного металла стали 15ХЗМФА(Ш) и металла сварного шва 10ХМНТ(П) (соответственно 393 К и 453 К) (табл. 5.2,а).

В этих условиях хрупкое разрушение образцов из стали 15ХЗМФА(Ш) и сварного шва 10ХМНТ(П) может происходить уже при толщине 25 мм (п. 5.1).

При исследовании влияния ПТН на сопротивление хрупкому разрушению были промоделированы три основные ситуации: это случай 1 и 2, где после перегрузки происходит полная (1) (рис. 5.21,а) или частичная (2) (рис. 5.21,б) разгрузка с последующим охлаждением и разрушением в условиях комнатной температуры и случай 3 (рис. 5.21,б), когда охлаждение происходит при постоянном уровне $K = K_I$. Случай 2 имитирует заливку холодной

воды в корпусе реактора при срабатывании системы аварийного охлаждения зоны (САОЗ) / 473 / при постоянном давлении внутри корпуса. В этих условиях происходит повышение сопротивления хрупкому разрушению стали 15Х2МФА(Ш) в 3,3 раза и стали 15Х2МФА(П) и сварного шва 10ХНПТ(П) (рис. 5.27) соответственно в 1,8 и 1,9 раза. Случай I моделирует нагружение корпуса реактора при гидравлических испытаниях, последующую разгрузку и охлаждение. Для максимально охрупченной стали 15Х2МФА и сварного шва эффект ПТН ($T_1 = 423 \text{ K}$) практически не зависит от схемы нагружения, т.е. в случае полной или частичной разгрузки, а также в случае, когда $K_2 = K_1$ сопротивление хрупкому разрушению K_f практически является постоянным.

На рис. 6.22 приведено изменение K_{II} K_I для поверхностной полуэллиптической трещины (начальные соотношения полуосей $a/b = 2/3$) относительно размера b (предполагается увеличение размеров трещины только вдоль большей оси). Если принять, что температура заливки холодной воды равна 293 K, то и уже в условиях рабочего режима наличие дефекта в виде поверхностной трещины размерами $a = 14 \text{ мм}$ ($0,1 h$) и

$b = 22 \text{ мм}$ может привести к хрупкому срабатыванию трещины в основном металле корпуса реактора 15Х2МФА(Ш), поскольку K_I равно минимальной (статической) вязкости разрушения. Для стали 15Х2МФА(Ш) при размерах дефекта $a = 9 \text{ мм}$,

$b = 22 \text{ мм}$ условие $K_I < K_{Ic}$ не выполняется при гидравлических испытаниях ($P = 162,5 \text{ кг/см}^2$). В то же время, при сжатии охрупчивания основного металла 15Х2МФА(П), соответствующей среднему расчетному сроку эксплуатации (20 лет), хрупкое разрушение возможно в режиме гидротестирования при размерах трещины $a = 35 \text{ мм}$, $b = 42 \text{ мм}$. Для сварного шва 10ХНПТ нарушение условия $K < K_{Ic}$ происходит при рабочем режиме при размерах трещины $a = 35 \text{ мм}$, $b = 33 \text{ мм}$ и в режиме гидро-

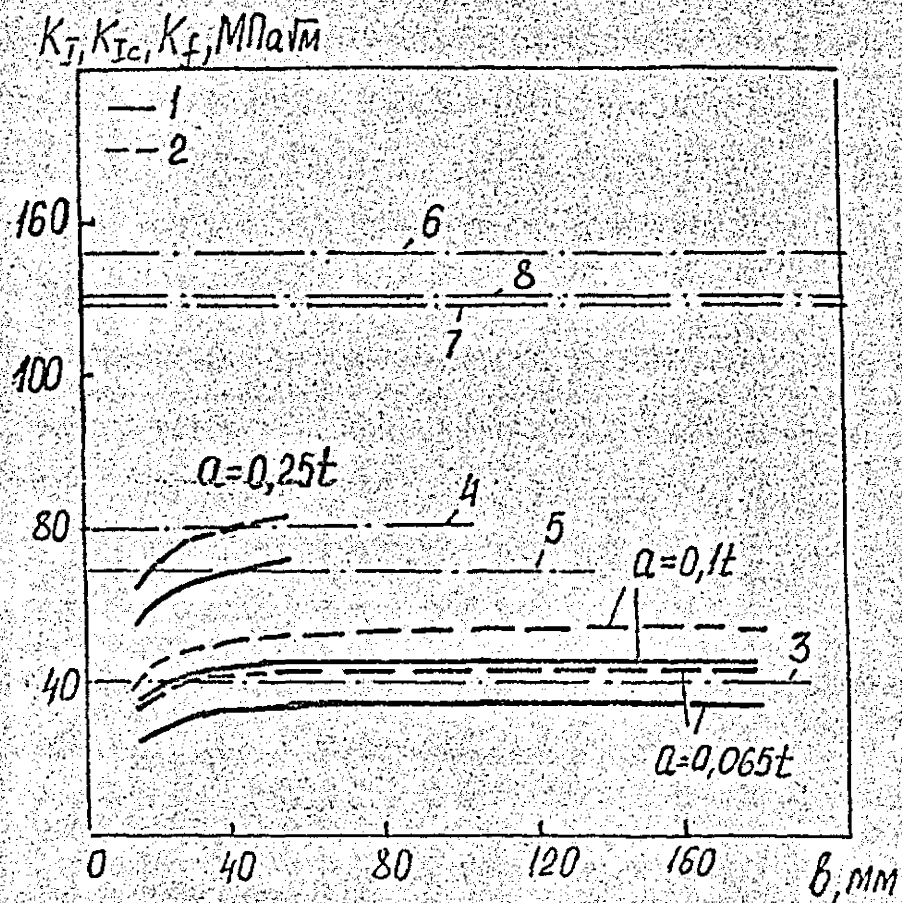


Рис. 6.22. Зависимость расчетного КИН (1,2) для полуэллиптической поверхностной трещины в корпусе реактора типа ВВЭР-440 от размера большей полуоси при рабочем режиме (1) и гидравлических испытаниях (2).

(3-5) и (6-8) стали 15Х2МФА(Ш) (3,6), 15Х2МФА(П) (4,7) и сварного шва Св 10ХМФТ(П) (5,8). ПТН - схема 2, рис. 5.21,6, $T_1 = 423$ К, $T_3 = 293$ К, $\nu = 0,85$).

испытаний, если $a = 35$ мм (0,25) и $b = 18$ мм.

ПТН по схеме I (рис. 5.21, а) существенно повышает критический КИН K_I основного металла — сталь 15Х2МФА(III) и 15Х2МФА(II), а также сварного шва 10Х17Т и обеспечивает выполнение условия $K_I < K_{Ic}$ даже при относительной глубине дефектов $\bar{a} = a/h = 0,25$.

Исследования устойчивости эффекта ПТН показали, что под действием последующего циклического нагружения, в случае, если прирост трещины отсутствует или же не превышает 0,2 от размера остаточной пластической зоны, образовавшейся на первой ступени нагружения, максимальное снижение критического КИН стали 15Х2МФА(III) составляет около 10%.

Была выполнена оценка возможности реализации эффекта ПТН непосредственно в процессе гидротестирования корпуса ВВЭР 440 с толщиной стенки 140 мм. С этой целью рассмотрен сосуд давления с поверхностной полуэллиптической трещиной на внутренней стенке (рис. 6.23).

Коэффициент интенсивности напряжений при нагружении внутренним давлением P рассчитывали по формуле / 82 /

$$K = \sigma_\theta \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y$$

$$Y = 1,14 - 0,48 \frac{a}{b} + \frac{1}{0,2 + 4,9 \left(\frac{a}{b}\right)^{1/2}} \left(\frac{a}{h}\right)^2,$$

где $\sigma_\theta = \frac{PR_o}{h}$

Расчет выполнен для геометрии трещины $a/b = 2/3$ и ее относительной глубине $\bar{a} = a/h = 0,05; 0,1$ и $0,25$. Давление гидротестирования $P = 162,5$ кг/см², $2 R_o = 4130$ мм, $T_z = 423$ К. Результаты расчета представлены на рис. 6.24–6.27. Для коротких трещин $\bar{a} = 0,05$ (рис. 6.24) ПТН корпуса ВВЭР-440 за

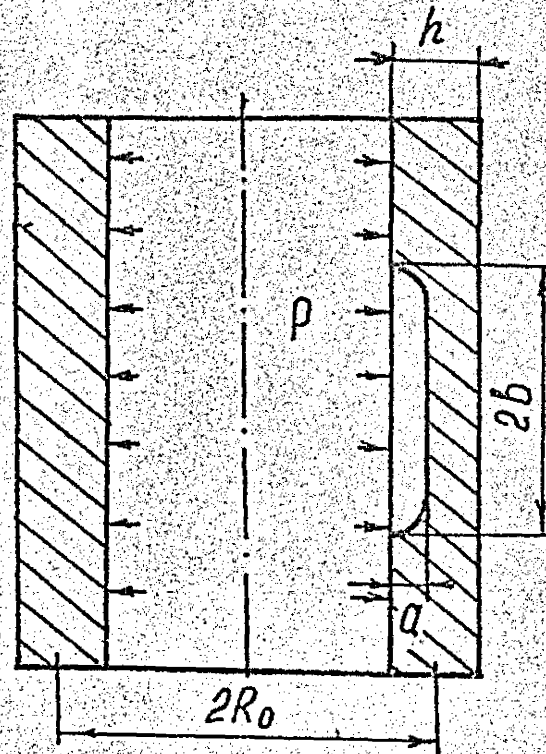


Рис. 6.23. Сосуд давления с трещиной на внутренней стенке.

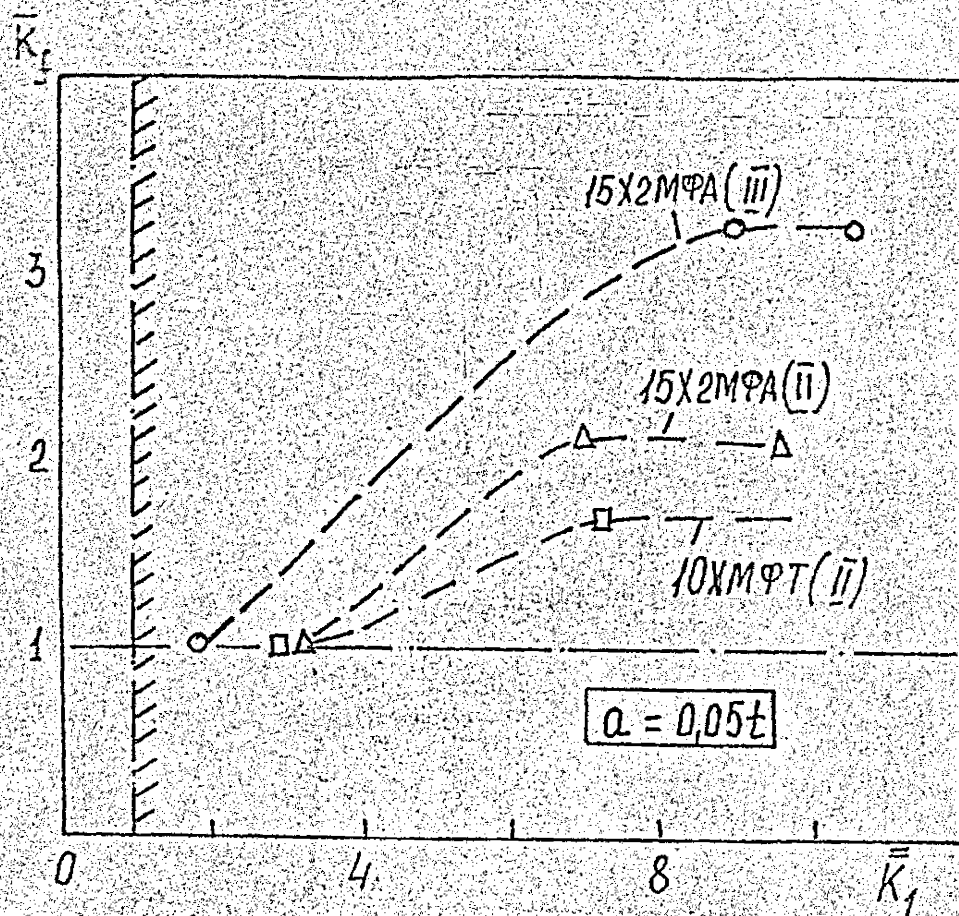


Рис. 6.24. Зависимость \bar{K}_f при 293 К от $\bar{K}_1 = K_1/K_\Gamma$ при 423 К; $K_2 = 0$; $a/b = 2/3$; $K_\Gamma = 15,3 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$.

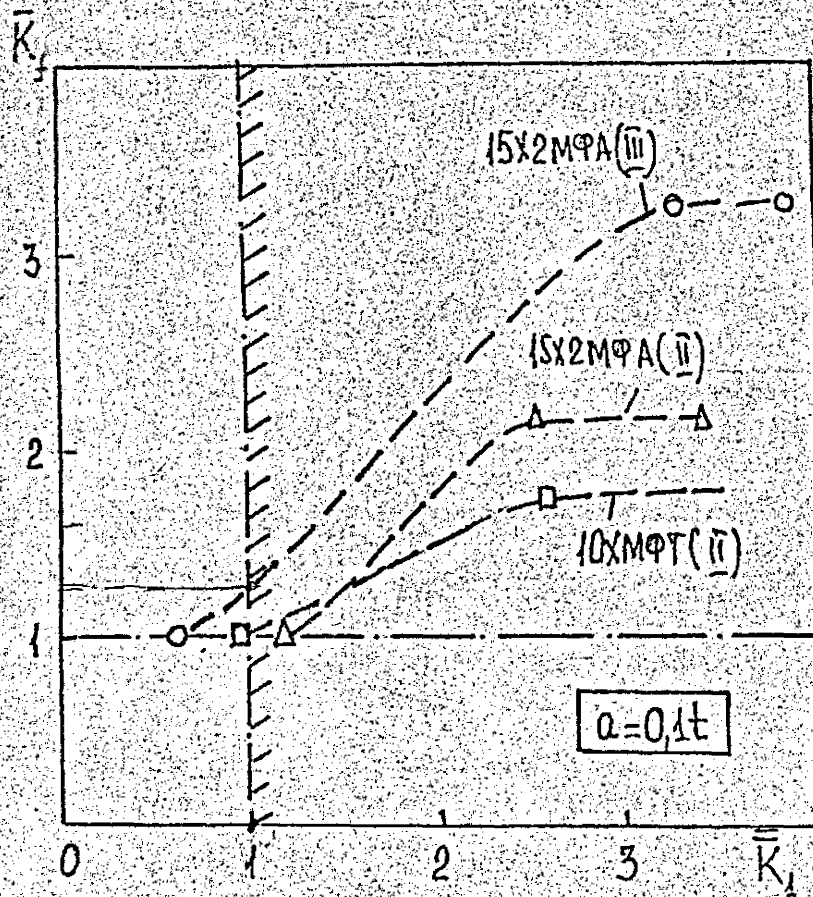


Рис. 6.25. Зависимость \bar{K}_f при 293 К от $\bar{K}_1 = K_1/K_f$ при $T_1 = 423$ К. $K_f = 42,0$ МПа $\sqrt{\text{м}}$; $K_2 = 0$; $a/b = 2/3$.

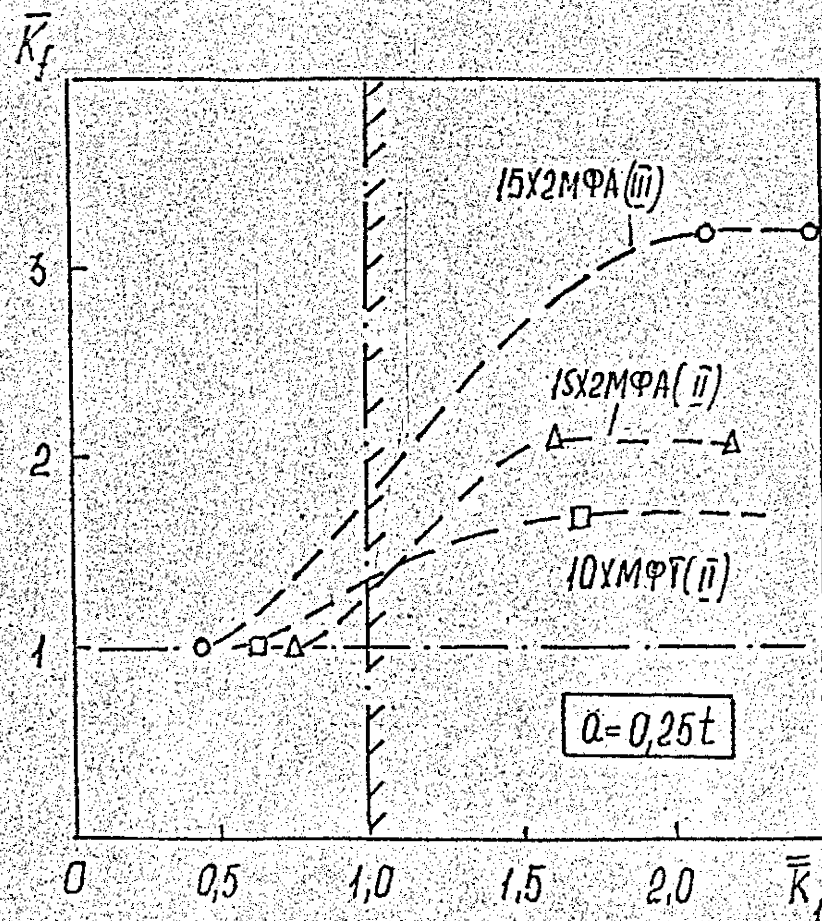


Рис. 6.26. Зависимость \bar{K}_f при 293 К от \bar{K}_1
 при $T_1 = 423$ К; $K_2 = 0$; $a/b = 2/3$;
 $K_T = 65,3$ МПа $\sqrt{\text{м}}$.

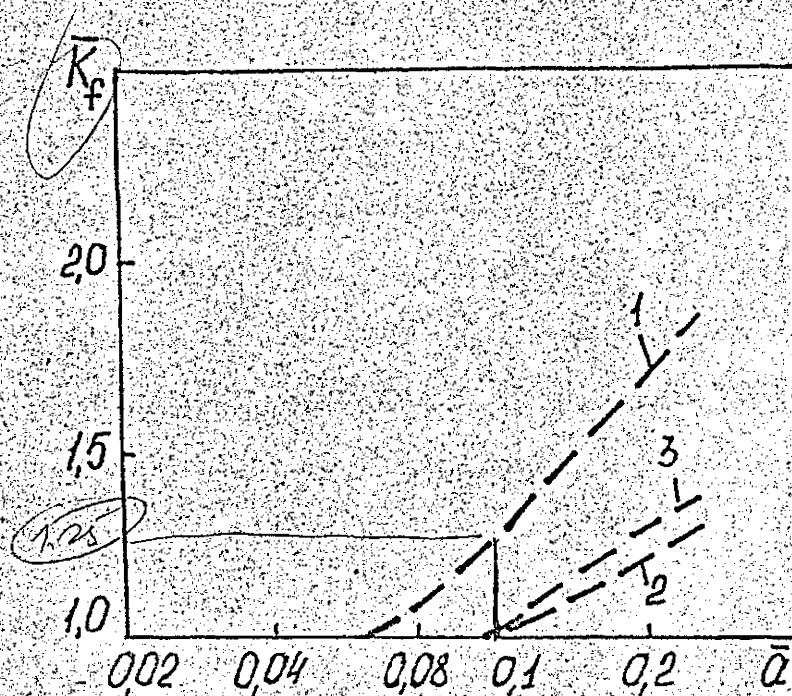


Рис. 6.27. Зависимость \bar{K}_f стали 15Х2МФА (П. 1) - 1, 15Х2МФА (П. 2) - 2 сварного шва Св 10ХМТ (П. 3) - 3 при 293 К от длины поверхностной полуэллиптической трещины ($a/b = 2/3$, режим гидроиспытаний $\sigma_\theta = 235$ МПа).

счет реализации гидротестов не повышает сопротивление крупному разрушению K_f стали 15Х2МФА(III), 15Х2МФА(II) и сварного шва 10ХМНТ(II) по сравнению с исходным материалом при 293 К.

Эффект НТИ начинает проявляться только при давлениях более, чем в 2-3 раза превышающих давление гидропрессовки. Для получения предельного увеличения K_f исследованных материалов, давление внутри корпуса необходимо было бы увеличить в 7-9 раз, по сравнению с давлением гидропрессовки.

С увеличением длины трещины до 0,1 h (рис. 6.25) ситуация принципиально не изменяется и только при $\bar{a} = 0,25$ (рис. 6.26) при уровне $\bar{K} = K_f / K_r = 1$ (здесь K_r — КИИ при гидротестовании) \bar{K}_f изменяется от 1,3 для стали 15Х2МФА(II) до 1,8 для стали 15Х2МФА(III).

Выводы

1. Разработана модель роста усталостной трещины, основанная на учете удельной энергии неупругой деформации в вершине трещины. Предполагается, что стабильный прирост трещины происходит за счет накопления усталостных повреждений, когда удельная рассеянная энергия на некотором расстоянии от вершины трещины достигает энергии усталостного разрушения, определяемой по результатам испытаний образцов на циклическую прочность. Нестабильный рост трещины (хрупкий скачок) имеет место, когда максимальный КИН становится равным статической вязкости разрушения материала на некотором расстоянии от вершины трещины с учетом влияния предварительного циклического нагружения. Модель позволяет прогнозировать скорость стабильного роста усталостной трещины с учетом влияния предварительной однократной пластической деформации, переход от усталостного к хрупкому разрушению и параметры нестabilного развития трещины — длину ее прироста и число циклов нагружения перед скачком трещины, минимальную циклическую вязкость разрушения, длину хрупких скачков трещины, а также критический КИН, соответствующий хрупкому скачку трещины.

2. Модель обоснована результатами испытаний стали 15ХМФА в пластичном и охрупченном состоянии, титанового сплава BT6C и алюминиевого сплава АЛТ6 после предварительной однократной пластической деформации образцов при отсутствии трещины. Получено удовлетворительное совпадение расчетных и экспериментальных зависимостей по скорости PWT и закономерности ее нестabilного развития.

3. На основе предложенной модели разработана классификация материалов по чувствительности скорости роста усталостной трещины на среднем участке $ДУР$ к однократной предварительной

пластической деформации растяжением образцов при отсутствии трещины. В основу классификации положено склонность материала к циклическому упрочнению или циклическому разупрочнению. Скорость РУТ после предварительной пластической деформации увеличивается для циклически упрочняющихся и уменьшается при остается неизменной для циклически разупрочняющихся материалов. Предложенный метод классификации был обоснован с привлечением экспериментальных данных, полученных в настоящей работе, а также другими авторами, где исследовалось влияние предварительного растяжения и прокатки на циклическую трещиностойкость.

4. На основе разработанной модели роста усталостной трещины объяснена природа более существенного разброса статической вязкости разрушения стали 15Х2МФА и 15ХНМФА при температуре ниже температуры вязко-хрупкого перехода по сравнению с разбросом характеристик механических свойств, определяемых на гладких образцах. Из анализа модели и полученных экспериментальных данных следует, что статическая вязкость разрушения материала, определяемая в условиях максимальной стесненности пластической деформации, существенно зависит от истории нагружения на заключительной стадии выращивания исходной усталостной трещины, даже при условии строгого соблюдения требований соответствующих стандартов.

Предложен способ определения минимальной статической и динамической вязкости разрушения (соответствующей нижний отгибающий полюс разброса) по результатам испытаний одного образца, основанный на учете истории нагружения на заключительной стадии инициирования усталостной трещины. Разработанная методология предусматривает контроль процесса нерегулярного роста трещины, который представляет собой чередование инкубационного периода, когда прирост трещины отсутствует и

периода непрерывного роста, когда увеличение трещины происходит в каждом цикле. Для получения минимальной вязкости разрушения циклическое нагружение при инициировании трещины прекращают в момент перехода от инкубационного периода к непрерывному росту трещины.

5. Обоснованы методы повышения трещиностойкости материалов, основанные на предварительной пластической деформации материала при наличии и отсутствии в нем трещин. Определены оптимальные параметры (силовые и температурные) предварительного нагружения с точки зрения максимального сопротивления хрупкому разрушению теплоустойчивых сталей и сварного шва. В качестве примера рассмотрена возможность реализации эффекта ПТИ материалов при наличии трещин для корпусов реакторов ВВЕР-440 в режиме штатных гидротестов.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. На основе литературного обзора показано, что вопросы влияния предварительной пластической деформации на трещиностойкость материалов исследованы недостаточно. Отсутствуют модели, позволяющие описывать влияние предварительной однократной и циклической пластической деформации на скорость роста усталостных трещин и сопротивление хрупкому разрушению материалов при статическом, циклическом и динамическом нагружении, с учетом свойств материала, уровня пластической деформации и режима нагружения.

2. Для решения поставленных задач разработан комплекс экспериментальных методов, позволяющих исследовать влияние различных режимов предварительного нагружения на характеристики трещиностойкости и закономерности циклического неупругого деформирования в диапазоне температур 77...623 К. В т.ч., автоматизированы запись и обработка исходных экспериментальных данных при испытании материалов на статическую и циклическую прочность и трещиностойкость, а также при исследовании закономерностей неупругого деформирования гладких образцов и образцов с трещинами, разработана и реализована на МНИ-ЭВМ база данных по скорости роста усталостных трещин, а также создан пакет прикладных программ для обработки содержащейся информации. Это позволило существенно сократить трудоемкость указанных исследований, повысить достоверность определяемых характеристик и систематизировать большой объем экспериментальных данных. На основе метода податливости разработан программный комплекс, позволяющий на сервогидравлической машине "Гидропульс" автоматизировать испытания на скорость роста усталостных трещин с построением полной кинетической диаграммы усталостного разрушения.

С использованием метода акустической эмиссии разработаны методики определения параметров крупных скачков трещины малой длины, а также метод определения динамической вязкости разрушения по результатам испытаний образцов на циклическую трещиностойкость, учитывающий скорость динамического распространения трещины.

3. Детально исследована скорость роста усталостных трещин в материалах различных классов (корпусные теплоустойчивые стали разной степени охрупчивания и алюминиевый сплав), которые предварительно подвергались однократному (растяжение) и циклическому (растяжение-сжатие) пластическому деформированию на образцах без трещин. Установлено, что влияние указанных видов предварительного нагружения приводит к изменению напряженно-деформированного состояния в вершине трещины, которое определяет степень закрытия трещины и через нее — скорость развития. Показано, что диаграмма усталостного разрушения в координатах скорость развития усталостной трещины — эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений инвариантна относительно уровня однократной пластической деформации, циклической наработки и амплитуды нагружения.

4. С использованием подходов линейной и нелинейной механики разрушения проведено комплексное исследование влияния уровня предварительной однократной пластической деформации

(растяжение пластин при отсутствии трещин) на характеристики вязкости разрушения корпусной теплоустойчивой стали различной степени охрупчивания при статическом, циклическом и динамическом нагружении. Показано, что предварительная пластическая деформация неоднозначно влияет на характеристики статической, циклической и динамической трещиностойкости в зависимости от ее уровня и степени охрупчивания стали. Установлено, что при деформациях ϵ_{np} не превышающих равномер-

ного удлинения (e_B) изменение статической вязкости разрушения связано с отношением $\sigma_B / \sigma_{0,2}$. Обнаружено аномальное увеличение K_{Ic} стали при $e_{np} > e_B$, обусловленное влиянием микропор, образовавшихся на стадии предварительного нагружения, на напряженно-деформированное и предельное состояние тела с трещиной. В отличие от статической вязкости разрушения, предварительная деформация во всех случаях уменьшает динамическую и циклическую вязкость разрушения стали при комнатной и низкой температурах по сравнению с исходным состоянием.

5. Установлено, что влияние предварительной циклической наработки ($R_\varepsilon = \varepsilon_{min} / \varepsilon_{max} = -1$) на сопротивление хрупкому разрушению при статическом, циклическом и динамическом нагружении неоднозначно и обусловлено как изменением механических свойств, так и накоплением усталостных повреждений в материале. Обнаружено существенное влияние микротрещин, образовавшихся на стадии предварительного циклического нагружения на сопротивление хрупкому разрушению. Предварительная наработка увеличивает вязкость разрушения (критический коэффициент интенсивности напряжений) стали 15ХЗМФА. Если среднее расстояние между микротрещинами \bar{r} меньше критического размера пластической зоны r_y и уменьшает ее, если $\bar{r} > r_y$. Предложен метод прогнозирования влияния предварительной циклической пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению при статическом, циклическом и динамическом нагружении, основанный на локальном критерии разрушения (напряжении скола) и учитывающий закономерности неупругого циклического деформирования. Указанный метод позволяет рассчитать зависимости вязкости разрушения стали от амплитуды и числа циклов предварительного циклического нагружения.

6. Исследовано влияние температуры и уровня предварительного теплового нагружения (ПТН) компактных образцов с трещиной

на сопротивление хрупкому разрушению стали 15ХХМРА(II), 15ХХМРА(III) и сварного шва 10ХНТ(II) при статическом нагружении. Показано, что эффект ПТН проявляется более существенно при увеличении степени округчивания материала, при этом критический коэффициент интенсивности напряжений стали 15ХХМРА(III) при статическом нагружении возрастает в 3 и более раза по сравнению с вязкостью разрушения исходного материала. Установлены основные факторы, обуславливающие этот эффект. Циклическое нагружение, следующее за перегрузкой, снижает эффект ПТН даже в том случае, если подрастание усталостной трещины отсутствует.

7. Разработана модель роста усталостной трещины, основанная на анализе удельной энергии неупругой деформации в вершине трещины. Предполагается, что стабильный прирост трещины происходит, когда удельная рассеянная энергия на некотором расстоянии от вершины трещины достигает энергии усталостного разрушения, определяемой по результатам испытаний гладких образцов на циклическую прочность. Хрупкий скачок трещины имеет место, когда на некотором расстоянии от вершины трещины максимальный коэффициент интенсивности напряжений становится равным статической вязкости разрушения материала с учетом предварительного циклического нагружения. Длина хрупкого скачка трещины определяется из условия равенства максимального коэффициента интенсивности напряжений цикла динамической вязкости разрушения с учетом ее изменения в пределах зоны повреждения, вследствие предварительного циклического нагружения.

8. В отличие от известных моделей хрупкого разрушения тела с трещиной при циклическом нагружении, имеющих качественный характер, предложенная модель позволяет количественно прогнозировать как стабильный рост усталостной трещины с учетом предварительной однократной пластической деформации, так и закон

мерности хрупкого разрушения при циклическом нагружении, а именно, минимальную циклическую вязкость разрушения, число циклов нагружения и величину стабильного прироста трещины перед скачком, длину хрупкого скачка трещины.

Модель обоснована результатами испытаний стали 15ХЖМА в пластическом и охрупченном состоянии, алюминиевого сплава АМг6, титанового сплава типа ВТ6С после различной предварительной однократной пластической деформации растяжением. Получено удовлетворительное совпадение расчетных и экспериментальных зависимостей по скорости роста усталостных трещин и закономерностях ее неустойчивого развития.

9. На основе предложенной модели роста усталостной трещины разработана классификация конструкционных материалов по чувствительности скорости роста усталостной трещины к однократной предварительной пластической деформации растяжением. В основу классификации положено склонность материала к циклическому упрочнению или циклическому разупрочнению. Скорость роста усталостной трещины после предварительной пластической деформации увеличивается для циклически упрочняющихся и уменьшается или остается неизменной для циклически разупрочняющихся материалов. Предложенный метод классификации был обоснован с привлечением экспериментальных данных, полученных в настоящей работе, а также другими авторами, где исследовалось влияние предварительного растяжения и проката на циклическую трещиностойкость.

10. На основе разработанной модели скорости роста усталостной трещины объяснена природа более существенного разброса характеристик вязкости разрушения при статическом нагружении по сравнению с разбросом характеристик механических свойств материала, получаемых на гладких образцах. Из анализа модели и полученных экспериментальных данных следует, что статичес-

ная вязкость разрушения материала, определяемая в условиях максимальной степени пластической деформации, существенно зависят от истории нагружения на заключительной стадии выращивания исходной усталостной трещины, даже при условии строгого соблюдения требований соответствующих стандартов.

II. Предложен способ определения минимальной статической и динамической вязкости разрушения (соответствующей нижней отгибающей полосе разброса) по результатам испытаний одного образца, основанный на учете истории нагружения (числа циклов нагружения) на заключительной стадии инициирования трещины. Разработанная методология испытаний предусматривает контроль процесса нерегулярного роста трещины, который представляет собой чередование инкубационного периода, когда прирост трещины отсутствует, и периода непрерывного роста, когда увеличение трещины происходит в каждом цикле. Для получения минимальной вязкости разрушения циклическое нагружение при инициировании трещины прекращают в момент перехода от инкубационного периода до непрерывного роста трещины.

12. Обоснованы методы повышения трещиностойкости материалов в основе которых лежит предварительная пластическая деформация материала как при отсутствии, так и при наличии трещины. Определены оптимальные параметры (силовые и температурные) предварительного теплового нагружения с точки зрения максимального сопротивления хрупкому разрушению теплоустойчивых сталей и сварного шва. Установлены границы устойчивости эффекта предварительного теплового нагружения по числу циклов и амплитуде нагружения. В качестве примера рассмотрена возможность реализации эффекта предварительного теплового нагружения при режиме гидротестирования корпуса реактора ВВЭР-440.

Внедрение результатов работы в промышленность дало годовой экономический эффект 9,34 тыс.руб.

Литература

1. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения.-М.: Наука, 1974.-640с.
2. Ивлев Д.Д. О силовом и энергетическом критериях разрушения// Прикл. механика и техн. физ.-1967.-N6.-С.88-128.
3. Новые методы оценки сопротивления металлов хрупкому разрушению/Под ред. Ю.Н. Работнова.-М.: Мир, 1972.-439 с.
4. Панасюк В.В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами.- Киев: Наук. думка, 1969.-246 с.
5. Нотт Дж. Основы механики разрушения.-М.: Металлургия, 1978.-256 с.
6. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность.-М.: Машиностроение, 1981.-272с.
7. Партон В.З., Морозов Е.М. Упруго-пластическая механика разрушения.- М.: Мир, 1978.-416 с.
8. Красовский А.Я. Хрупкость металлов при низких температурах.- Киев: Наук. думка, 1980.-338 с.
9. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: В 4-х т./ Ред. В.В. Панасюк.- Т.2. Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами.-Киев: Наук. думка, 1988.-620 с.
10. Сиратори М., Миеси Т., Мацусита Х. Вычислительная механика разрушения.-М.: Мир, 1986.-334 с.
11. Erdogan F. Stress intensity factors//Trans ASME. J. Appl. Mech.-1983.-50, N4.-P.992-1002.
12. Tada H., Paris P.C., Irwin G.R. The stress analysis of cracks: Handbook.- Hellertown: Del Research Corp., 1973.-385p.
13. Колосов Г.В. Применение комплексной переменной к теории упругости.-М.-Л.: ОНТИ, 1935.-224 с.
14. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости.-М.: Наука, 1966.-707 с.
15. Williams M.L. On the stress distribution at the base of a stationary crack//J. Appl. Mech.-1957.-24, N1.-P.109-114.
16. Си Дж. Распределение напряжений вблизи концов трещины продольного сдвига// Труды АОИМ. Прикл. механика.-1965.-32, N1.-С.57-65.
17. Westergaard H.M. Bearing pressures and cracks//J. Appl. Mech.-1939.-6, N2.- P.A49-A53.
18. Irwin G.R. Fracture//Handbuch der Physik.-Berlin:

Springer, 1958. - 6. - S. 551-590.

19. Ирвин Дж., Парис ПП. Основы теории роста трещин и разрушения // Разрушение: В 7-ми т. / Ред. Г. Либовиц. - Т. 3. Инженерные основы и воздействие внешней среды. - М.: Мир, 1976. - С. 17-66.

20. РД-50-345-82. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. - Изд-во стандартов, 1983. - 95с.

21. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. - М.: Изд-во стандартов, 1985. - 62с.

22. Карзов Г.П., Леонов В.П., Тимофеев Б.Т. Сварные сосуды высокого давления: Прочность и долговечность. - Л.: Машиностроение, 1982. - 287с.

23. Кинетика разрушения / П.Г. Микляев, Г.С. Нешпор, В.Г. Кудряшов. - М.: Металлургия, 1979. - 279с.

24. ASTM E399-83. Standard test method for plane strain fracture toughness of metallic materials // Annual Book of Standards. - Philadelphia: ASTM E399-83, 1985. - P. 547-582.

25. Sih G.C.M. Handbook of stress intensity factors. - Betlehem: Lehigh Univ., 1974. - 532p.

26. Численный анализ в плоских задачах теории трещин / М.П. Саврук, П.Н. Осив, И.В. Прокопчук. - Киев: Наук. думка, 1989. - 248с.

27. Райс Д.Р. Математические методы в механике разрушения // Разрушение: В 7-ми т. / Ред. Г. Либовиц. - Т. 2. Математические основы теории разрушения. - М.: Мир, 1975. - С. 204-336.

28. Hult J.A.H., McClintock F.A. Elastic-plastic stress and strain distributions around sharp notches under repeated shear / Proc. 9-th Int. Congr. Appl. Mech., Brussels, 1957. - 8. - P. 51-58.

29. Черепанов Г.П. Упруго-пластическая задача в условиях антиплоской деформации // Прикл. механика и математика. - 1962. - 26, вып. 4. - С. 63-69.

30. Hutchinson J.W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material // J. Mech. and Phys.

Solids.-1968.-16,N1.-P.13-31.

31.Rice J.R., Rosengren G.F. Plane strain deformation near crack tip in a power-law hardening materials//J. mech. and Phys. Solids.-1968.-16,N1.- P.1-12.

32.Shi C.F. J-integral and crack opening displacement relationship// J. Mech. and Phys. Solids.-1981.-29,N4.-P.305-326.

33.Определение трещиностойкости металлических материалов при плоской деформации/ Г.С. Писаренко, В.П. Науменко, В.А. Раковский, Г.С. Волков; АН УССР. Ин-т проблем прочности.-Препр.-Ки-ев,1986.- 40 с.

34.Broberg K.B. New approaches in fracture mechanics/ Proc. 4-th Int. Conf. Mech. Behav. Mater.- Stockholm,1983.-2.-P.927-941.

35.Carifo J.E., Swedlow J.L., Cho C.-W. Computation of stable crack growth using the J-integral/Proc. 17th Nat. Symp. on Fracture.-Albany,NY,1974.-P.124-135.

36.Kenji M., Masanori M. J-integral evaluation of side-grooved CCT specimens by three-dimensional analyses//JSME Int. J.-1989.-32,N3.-P.335-361.

37.Hellmann D., Schwalbe K.-H. Geometry and size effects on J-R and o-R curves under plane stress conditions/Proc. 15-th Symp. Fract. Mech.-Philadelphia: Pergamon Press,1985.-C.574-605.

38.Davidson D.L., Lankford J. Plastic strain distribution at the tips of propagating fatigue cracks//J. Eng. Mater. and Technol.Trans ASME.-1976.- N2.-P.146-151.

39.Pangborn R.N.,Weissmann S.,Kramer I.R. Work hardening in the surface layer and in the bulk during fatigue//Scr. Metal.-1978.-12,N2.-P.129-131.

40.Hahn G.T.,Hoagland R.G., Rosenfield A.R. Local yielding attending fatigue crack growth// Metallurgical Trans.-1972.-3,N5.-P.1189-1202. 41.Ke J.s., Liu H.W. Thickness effect on crack tip deformation at fracture// Eng. Fract. Mech.-1976.-8,N2.-P.425-436.

42.Оценка области интенсивной деформации у вершины трещины по методу рекристаллизации при испытаниях на вязкость разрушения/ Т. Седзи, К. Датэ, Х. Такахаси, М. Судзуки//Пер. с яп. статьи

из журнала Хихакай кэнса.-1978.-27,N8.-С.499-505.

43.Обата М. Измерение деформаций у острия трещины//Пер. с яп. статьи из журнала Нихон киндзоку гаккай кай-хо.-1982.-21,N6.-С.430-440.

44.Симада Х. Исследование кинетики действительных деформаций в вершине усталостной трещины методом микроскопических решеток// Пер. с яп. статьи из журнала Хихакай кэнса.-1977.-26,N7.-С.463-466.

45.Леонов М.Я., Панасюк В.В. Розвиток найдрібніших тріщин у твердому тілі//Прикл. механіка.-1959.-вип.4.-С.391-401.

46.Dugdale D.S. Yielding of steel sheets containing slits//J. Mech. and Phys. Solids.-1960.- 8,N2.-P.100-108.

47.Buekner H.F. A novel principle for the computation of stress intensity factors//Z. Angew. Math. and Mech.-1970.-50,N9.-P.529-546.

48.Rice J.R. Some remarks on elastic crack tip stress fields// Int. J. Solid Struct.-1972.-8,N6.-P.751-758.

49.Vainshtok V.A., Varfolomeyev I.V. Application of the weight function method for determining stress intensity factors of semi-elliptical cracks// Int. J. Fract.-1987.-35,N3.-P.175-186.

50.Рыбакина О.Г. Исследование раскрытия трещины методом весовых функций//Прикл. механика и математика.-1987.-51,N1.-С.140-145.

51.Hayes D.J., Turner C.E. An application of finite element techniques to post-yield analysis of three-point bend fracture test pieces//Int. J. Fract.- 1974.-N10.-P.48-54.

52.Wellman G.W., Rolfe S.T., Dodds R.H. Three-dimensional elastic-plastic finite element analysis of three-point bend-specimens//Weld. Res. Conf. Bull.-1984.-N299.-P.15-25.

53.Wilson W.K., Osias J.R. Comparison of finite element solutions for an elastic-plastic crack problem//Int. J. Fract.-1978.-N14.-P.23-35.

54.Tanaka Y., Soya I. Effect of stress ratio and stress intensity factor range of fatigue crack closure in steel plate//Yosetsy Gakkai Ronbunshu.- 1978.-5,N1.-P.119-126.

55.Raju I.S., Newman J.C., Jr. Method for analysis of cracks in three-dimensional solids// J. Aeron. Soc. India.-1984.-36, N3.-P.133-172.

56. Программный комплекс для решения задач линейной и нелинейной механики разрушения. Сообщ.1/Е.М. Морозов, Г.П. Никишков, Б.Р. Бейзерман и др. // Пробл. прочности. - 1987. - N4. - С.94-98.
57. Программный комплекс для решения задач линейной и нелинейной механики разрушения. Сообщ.2 /Е.М. Морозов, Г.П. Никишков, Б.Р. Бейзерман и др. // Там же. - 1987. - N8. - С.84-89.
58. Wu X.R. Stress intensity factor for half-elliptical surface crack subjected to complex crack face loadings // Eng. Fract. Mech. - 1984. - 19, N3. - P.387-405.
59. Blackburn W.S., Hellen T.K. Determination of stress intensity factors for Battelle Benchmark geometries // Int. J. Fract. - 1980. - 16, N5. - P.411-429.
60. Kunz L., Knesl Z., Lukas P. Makroskopicka rezidualni napeti na spici unavove thrliny // Kovove Materialy. - 1977. - 15, N5. - P.556-570.
- ✓ 61. Tanaka K., Natanaka N. Residual stress near fatigue fracture surfaces of high strength and mild steels measured by X-ray method // J. Soc. Mater. and Sci. Jap. - 1982. - 31, N342. - P.215-220.
62. Lungerud D.S., Stephens R.I. Compressive overload and mean stress effects on fatigue crack growth in 2024-T3 and 7075-T6 aluminium // Proc. 2nd Int. Conf. on Mech. Behav. of Mater. - Boston, 1976. - P.134-140.
63. Daiheng C., Hironoby N. Analysis of plasticity induced crack closure by the extended body force method, comparison of various analytical results based on Dugdale model // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. - 1986. - A52, N481. - P.2174-2181.
64. Mazumdr P.K., Julani S. Plastic deformation-its role in fatigue crack propogation // J. Mater. Sci. - 1986. - 21, N10. - P.3611-3614.
65. Elber W. The signicance of fatigue crack closure // Damage Toleranse in Aircraft Structures. - Philadelphia: ASTM STP N486, 1971. - P.230-242
- ✓ 66. Budiansky B., Hutchinson J.W. Analysis of closure in fatig crack growth // J. Appl. Mech. - 1978. - 45, N2. - P.267-276.
- ✓ 67. Ogura K., Ohiji K. FEM analysis of crack closure and delay effect in fatigue crack growth under variable amplitude loading // Eng. Fract. Mech. - 1977. - 9, N3. - P.471-480.

- ✓ 68. Dover W.D., Boutle N.F. Crack closure at positive stresses during random load fatigue crack growth// J. Strain Anal.-1976.-11,N1.-P.32-38.
- ✓ 69. McCartney L.N. A note on closure during fatigue crack growth//Int. J. Fract.-1979.-15,N1.-P.R21-R24.
- 70. Fuhring H., Suger T. Dugdale crack closure analysis of fatigue cracks under constant amplitude loading///Eng. Fract. Mech.-1979.-11,N1.-P.99-122.
- ✓ 71. Nakagai M., Atluri S.N. Elastic plastic analysis of fatigue crack closure in mode I and II//AIAAJ.-1980.-18,N9.-P.1100-1117.
- ✓ 72. Broek D. A similitude criterion for fatigue crack growth modelling// Fracture Mechanics: Sixteenth Symposium.-Philadelphia: ASTM STP 868, 1985.-P.347-360.
- ✓ 73. Suresh S., Zamiski G.F., Ritchie R.O. Oxide-induced crack closure: an explanation for near-threshold corrosion fatigue crack behaviour//Met. Trans.- 1981.-12A,N8.-P.1435-1445.
- ✓ 74. Романив О.Н., Ткач А.Н., Ленец Ю.Н. О возможном нарушении инвариантности кинетических диаграмм усталостного разрушения, вызываемом явлением закрытия трещины//Физ.-хим. механика материалов.-1984.-N6.-С.62-70.
- ✓ 75. Near-threshold fatigue crack growth behaviour in air at room temperature for various stainless steels/S. Matsuoka, S. Mishijima, C. Matsuda, S. Ohtsubo //Adv. Fract. Mech. Research.-Oxford: Pergamon Press.-1984.-P.1561-1571.
- ✓ 76. Романив О.Н., Ткач А.Н. Структурный анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения конструкционных сталей//Физ.-хим. механика материалов.- 1987.-N5.-С.3-16.
- ✓ 77. Романив О.Н., Никифорчин Г.Н., Андрусив Б.Н. Эффект закрытия трещины и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов//Там же.-1983.-N3.-С.47-61.
- ✓ 78. Романив О.Н., Никифорчин Г.Н., Вольдемаров А.В. Коррозионно-циклическая трещиностойкость: Закономерности формирования порогов и ресурсные возможности различных конструкционных сплавов// Там же.- 1985.-N3.-С.7-20.
- ✓ 79. Романив О.Н., Ткач А.Н., Ленец Ю.Н. Влияние закрытия трещины на трещиностойкость//Пробл. прочности.-1987.-N5.-С.3-9.

80. Друль О.Р., Девицкий О.М. Модель закрытия трещины, вызванного шероховатостью//Физ.- хим. механика материалов.-1988.-N1.-С.84-90.
81. Ravichandran K.S., Panchapagesan T.S., Kishore, Dwarakadasa E.S. The effect of crack closure on the grain size dependence of fatigue crack growth threshold //Scr. Met.-1987.-21,N7.-P.919-924.
82. Романив О.Н., Никифорчин Г.Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов.-М.: Металлургия, 1986.-293 с.
83. Нешпор Г.С. Исследование кинетики и вязкости разрушения алюминиевых сплавов//Технология легких сплавов.-1974.-N5.-С.53-61.
84. Ostergard D.F., Thomas J.R., Hillberry B.M. Effect of an increment of calculating da/dN from a versus N data//Fatig. Crack Growth Meas. and Data Anal.-Philadelphia, 1981.-P.194-203. Discuss. P.203-204.
85. Dowling N.E. Geometry effects and J-integral approach to elastic-plastic fatigue crack growth//Crack and Fracture.-Philadelphia: ASTM STP N601, 1976.-P.19-32.
86. Glinka G.A. Cumulative model of fatigue crack growth//Int. J. of Fatigue.- 1982.-4,N2.-P.59-67.
87. Ellyin F. Stochastic modelling of crack growth based damage accumulation// Theor. and Appl. Fract. Mech.-1986.-6,N2.-P.95-101.
88. Rice J.R. Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue// Fatigue crack propagation.-Philadelphia: ASTM STP 415, 1967.-P.247-309.
89. Dai-Heng C., Hironoby N. Analysis of plasticity induced crack closure by the extended body force method: comparison of various analytical results based on Dugdale model//Nippon kikai gakkai ronbunshu a hen.-1986.-52,N481.- P.2174-2181.
90. Geary W., King J.E. Residual stress effects during near-threshold fatigue crack growth//Int. J. Fatig.-1987.-9,N1.-P.11-16.
91. Miyamoto H., Shiratori M., Miyoshi T. Elasto-plastic response at the tip of crack/ Proc. Int. Conf. Mech. Behav. of Mater.- Kyoto, 1972.-1.-P.433-445.
92. Newmen J.C., Jr. A finite-element analysis of fatigue crack

closure// Mechanics of Crack Growth.-Philadelphia: ASTM STP 590,1974.-P.281-301.

93.A study on the ductile fracture of surface crack. 1 st report. Crack growth of surface crack and the finite element analysis/K. Masanori, N.Tamaki,Y.Kazunori at al//Trans. Jap. Soc. Mech. Eng.-1988.-A54,N497.-P.64-70.

94.Finite element analysis for ductile fracture near a crack tip under mixed mode conditions/A. Shigery, K. Kikuo, Y. Tsutomi, S. Masaru //Trans. Jap. Soc. Mech. Eng.-1986.-A52,N481.-P.2249-2256.

95.Ohiji K., Ogura K., Ohkubo M. Cyclic analysis of a propagating crack and its correlation with fatigue crack growth// Eng. Fract. Mech.-1975.-7.-P.457-464.

96.Slatcher S., Knott J.E. The dependence of the J-crack-opening displacement relationship on the workhardening exponent: an experimental study//Mater.Sci. and Eng.-1986.-82.-P.37-44.

97.Investigation on path-integral expression of the J-integral range using numerical simulations of fatigue crack growth/ K. Shiro, Y. Tateki, N. Masatoshi, I. Toshiya//JSME Int. J. 1989.-32,N2.-P.237-244.

98.Gdoutos E.E. Interaction effects between a crack and a circular inclusion// Fibre Sci. and Technol.-1981.-15,N3.-P.173-185.

99.Weldcamp J.D.B., Hattu N. On the fracture toughness of brittle materials// Philips. J. Res.-1979.-34,N1.-P.1-25.

100.Increased fracture toughness of a brittle materials by microcracking in an energy dissipative zone at the crack tip/W. Pompe,H.A. Bahr, G. Gille, W. Kreher//J. Mater. Sci.-1978.-13,N12.-P.2720-2723.

101.Rose L.R.F. Microcrack interaction with a mine crack//Int. J. Fract.- 1986.-31,N3.-P.233-242.

102)Трещиностойкость высокопрочных чугунов с шаровидным графитом/А.Я. Красовский, В.В.Калайда, И.В. Крамаренко и др.//Пробл. прочности.- 1984.-N8.-С.44-50.

103.Chudnovsky A.,Dolgopolsky A.,Kachanov M. Elastic interaction of crack with microcracks/Proc. of The 6th Int.

Conf. on Fract.-New Dehli, 1986.- 2.-P.825-831.

104. Salganik R.L. Overall Effects due to cracks crack-like defects/ Proc. 1st Int. Symp. Defect and Fracture.-Hague, 1982.-P.199-208.

105. Rubinstein A.A. Macrocrack- microdefect interaction// J. Appl. Mech.-1986.-53,N3.-P.505-510.

106. Eimer Cz. Elasticity of cracked medium//Arc. Mech. Stosow.-1978.-30, N6.--P.827-836.

107. Панасюк В.В., Саврук М.П., Дацишин А.П. Распределение напряжений около трещины в пластинах и оболочках.-Киев: Наук. думка, 1976.-444с.

108. Tamuz V.P., Romalis N.B. Interaction of a macrocrack with microdamages// Adv. Fract. Research:Proc. 6-th Int. Conf. on Fract.- New Dehli, 1984.- P.833-840.

109. Liu X. The crack flat-inclusion interaction problem//Acta Mech. Solida sin.-1987.-N3.-P.216-224.

110. Карзов Г.П., Куклина О.В., Марголин Б.З. Некоторые физико-механические подходы к анализу макроскопических критериев разрушения. Сообщ.2. Вязкое разрушение//Пробл. прочности.-1989.-N8.-С.3-9.

111. Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении//В.Т. Трошенко, В.В. Покровский, А.В. Прокопенко.-Киев: Наук. думка, 1987.-256 с.

✓ 112. Панасюк В.В. Прочность и механика разрушения материалов (Развитие исследований в СССР, начиная с 50-х годов XX века)/АН УССР. ФМИ им. Г.В. Карпенко.-Препр.- Львов, 1987.-61с.

113. Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Ковчик С.Е. Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов.-Киев: Наук. думка, 1977.-278с.

114. Броек Д. Основы механики разрушения.-М.: Высш. шк., 1980.-367 с.

115. Партон В.З., Черепанов Г.П. Механика разрушения// Механика в СССР за 50 лет. Т.3.-М.: Наука, 1972.-480 с.

116. РД 50-260-81. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении.-М: Изд-во стандартов,

1982.-56 с.

117. Standard test method for plane strain fracture toughness of metallic materials/Annual Book of Standards.-Philadelphia: ASTM E399-74, 1976.-Pt.-10.-P.547-582.

118.РГ 3642-72. Определение вязкости разрушения K_{Ic} при плоской деформации.

119.British Standards Institution Draft for Development, 3.71.Method of Test for Plane -Strain Fracture Toughness, London, 1972.

120.ОСТ 90215-76. Отраслевой стандарт. Металлы. Метод определения вязкости разрушения при плоской деформации (K_{Ic}).-М.: ВИАМ, 1976.

121.МК 163-37-75. Методика контроля. Опредеение параметра вязкости разрушения при плоской деформации.-М.: ВИС, 1975.

122.Баренблатт Г.И. Математическая теория равновесных трещин, образующихся при хрупком разрушении//Прикл. механика и техн. физ.-1961.-N4.-С.3-57.

123.Трошенко В.Т., Прокопенко А.В., Покровский А.В. К вопросу об определении вязкости разрушения по результатам испытаний на усталость при круговом изгибе//Пробл. прочнос-ти.-1977.-N1.-С.3-10.

124.Черепанов Г.П. О распространении трещин в сплошной среде//Прикл. механика и математика.-1967.-31,N3.-С.476-488.

125.Rice J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks//Ibid.-1968.-35,N4.-P.379-386.

126.Standard test method of J_{Ic} , a measure of fracture toughness //Annual Book of Standards.-Philadelphia: ASTM E813-83, 1985.-P.791-809.

127.Miyamoto H., Kobayashi H., Otsuka N. Standard method of test for elastic-plastic fracture toughness J_{Ic} recommended in Japan/Proc 4th Int. Conf.- Oxford: Pergamon Press, 1983.-2.-P.747-753.

128.Sih G.C. //Theor. and Appl. Fract. Mech.-1985.-N4.-P.157-173.

129.Иваницкий Я.Л. Методика определения критического деформирования вершины трещины продольного сдвига//Физ.- хим. механика

материалов.-1983.-N3.- С.112-114.

130.Wells A.A.Critical crack opening displacement as fracture criterion/Proc. Crack Propagation Symposium.-Granfield,1961.-1.- P.210-221.

✓ 131.Hahn G.T., Hoagland R.G., Rosenfield A.R. The variation of K_{Ic} with temperature and loading rate//Met. Trans.-1971.-2,N2.-P.537-541.

✓ 132.Красовский А.Я., Вайншток В.А. Критерий разрушения материалов, учитывающий вид напряженного состояния у вершины трещины//Пробл. прочности.-1978.-N5.-С.64-69.

✓ 133.Романив О.Н.,Ткач А.Н. Микромеханическое моделирование вязкости разрушения металлов и сплавов//Физ.-хим.механика материалов.-1977.-13,N15.-С.5-22.

✓ 134.Dahl W., Dormagen D., Halim. Micromechanisms of fracture//Fracture Control of Engineering Structures: Proc. Europ. Conf.- Amsterdam,1986.-6.-P.1467-1489.

135.Malkin J., Tetelman A.S. Relation between K_{Ic} and microscopic strength for low alloy steels// Eng. Fract. Mech.-1971.-3,N2.-P.151-163.

✓ 136.Циклические деформации и усталость металлов.Т.2.Долговечность металлов с учетом эксплуатационных и технологических факторов/В.Т.Трошенко, Л.А.Хамаза, В.В.Покровский и др.-Киев:Наук.думка,1985.-224с.

137.Roman I.,Ono Kanji. Model for fracture toughness alteration due to cyclic loading//Int. J. of Fract.-1982.-N19.-P.67-80.

✓ 138.Предельное состояние металлов с трещинами при циклическом нагружении:Модель и методы определения вязкости разрушения конструкционных сплавов при циклическом нагружении/В.Т. Трошенко, В.В.Покровский, П.В.Ясний, В.Г. Каплуненко ; АН УССР.И-нт проблем прочности.-Препр.-Киев,-49с.

✓ 139.Трошенко В.Т.,Ясний П.В.,Покровский В.В. Исследование закономерностей нестабильного развития трещины при циклическом нагружении//Пробл. прочности. -1980.-N6.-С.3-7.

✓ 140.Трошенко В.Т.,Покровский В.В. Влияние цикличности нагружения на характеристики трещиностойкости сталей.Сообщ.2//Там же. -1980.-N12.-С.14-17.

141.Ясний П.В. Исследование трещиностойкости корпусной стали

15Х2НМФА при циклическом нагружении//Автореф. дис.... канд. техн. наук.-Киев,1980.-24 с.

- ✓ 142.Ясний П.В., Покровский В.В., Прокопенко А.В. О соотношении характеристик вязкости разрушения при циклическом и динамическом нагружениях// Там же.-1983.-N8.-С.35-39.
- 143.А.с. 1132666 СССР.Способ определения вязкости разрушения/ В.Т. Трошенко, В.В. Покровский(ДСП).
- ✓ 144.Ritchie R.O., Server W.L., Wullaert R.A. Critical fracture stress and fracture strain models for prediction of lower and upper shelf toughness in nuclear pressure vessel steels//Metal. Trans.-1979.-10A,N10.-P.1557-1573.
- ✓ 145.Mudry F. Cleavage fracture and transition: application to the warm-prestress effect/Elastic-Plastic Fracture Mechanics.-Dordrecht,1985.-P.303-325.
- ✓ 146.McCabe D.E. Evaluation of the compact specimen for plane strain fracture toughness testing//J. Test. Eval.-1980.-8,N6.-P.306-313.
- ✓ 147.Clarke G.A. Evaluation of the J_{1c} testing procedure by round robin tests on A533B class I pressure vessel steel//J. Test. Eval.-1980.-8,N5.-P.213-220.
- ✓ 148.Hirano K., Kobayashi H., Nakazawa H. A single specimen determination of J_{1c} by the ultrasonic method and analysis of its statistical distribution characteristics//J. Test. Eval.-1985.-13,N5.-P.356-362.
- ✓ 149.Neville D.J. The non-conservatism of the Weibull function when applied to statistics of fracture toughness//Int.J. Fract.-1987.-34,N4.-P.309-315.
- ✓ 150.Neville D.J., Knott J.F. Statistical distributions of toughness and fracture stress for homogeneous and inhomogeneous materials//J. Mech. and Phys. Solids.-1986.-34,N3.-P.243-291.
- ✓ 151.Wallin K.//Eng. Fract. Mech.-1984.-19.-P.1085-1092.
- ✓ 152.Slatcher S. Probabilistic model for lower-shelf fracture toughness-theory and application//Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1986.-9,N4.-P.275-289.
- ✓ 153.Neville D.J.//Eng. Fract. Mech.-1987.-27.-P.143-150.
- ✓ 154.Assad A.T., Sinclair G.B. Further remarks on obtaining fracture toughness values from the literature//Int. J. of

Fract.-1988.-38,N3.-P.R47-R60.

- ✓155.Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: Б 4-х т./Ред. В.В. Панасюк.-Т.3. Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения.-1988.-436 с.
- ✓156.Конструкционные материалы АЭС//Ю.Ф. Баландин, И.В. Горынин, Ю.И. Звездин, В.Г. Марков.-М.: Энергомашиностроение,1984.-280 с.
- ✓157.Chambers A.E.,Sinclair G.B.//Int. J. of Fract.-1986.-30.-P.R11-R15.
- ✓158.Hudson C.M., Seward S.K. //Int. J. of Fract.-1982.-20.-P.R59-R117.
- ✓159.Nelson F.G.//Eng. Fract. Mech.-1972.-4,N2.-P.33-50.
- ✓160.Moscovic R., Windle P.L. Regression analysis of single specimen fracture toughness data with serially correlated errors//J. Test Eval.-1989.-17,N5.-P.273-280.
- ✓161.Sinclair G.B., Chambers A.E.//Eng. Fract. Mech.-1987.-26,N3.-P.279-310.
- ✓162.Shilang X., Guofan Z. Study on probability model of fracture toughness of concrete// Tumu Gongcheng xuebao.-1988.-21,N4.-P.9-23.
- ✓163.Tanaka Y.//J. Iron Steel Inst. Jap.-1986.-72,N13.-P.1486.
- ✓164.Кинетика и механизм роста усталостной трещины в железе/О.Н. Романив, Е.А. Шур, А.И. Ткач и др.//Физ.-хим. механика материалов.-1981.-17,N2.-С.57-66.
- 165.Void nucleation and growth during tensile deformation in steel/ Barnby J.T.,Flavell C.I., Nadkarni A.S. et al//Proc. of The 6th Int. Conf. Fract.-New Dehli,1986.-2.-P.1287-1294.
- ✓166.Черепанов Г.П. Современные проблемы механики разрушения/, Пробл. прочности.-1987.-N8.-С.3-13.
- 167.Tentative test method for constant-load amplitude fatigue crack growth rates above 10^{-8} m/cycle.E647-78T//Fatigue Crack Growth Measur. and Data Anal. Symp.-1981.-P.321-339.
- 168.Proposed ASTM method for measurement of fatigue crack growth rates//Fatigue Crack Growth Measur. and Data Anal Symp.-1981.- P.340-356.
- ✓169.Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов.-М.: Металлур

рия, 1976. - 455с.

- ✓170. Парис П., Эрдоган Ф. Критический анализ законов распространения трещины//Техн. механика. Сер. Д.-1963.-N4.-С.60-68.
- ✓171. Ромвари П., Тот Л., Надь Д. Анализ закономерностей распространения усталостных трещин в металлах// Пробл. прочности.-1980.-N12.-С.18-28.
- ✓172. Школьник Л.М. Скорость роста трещин и живучесть металла.-М.: Металлургия, 1973.-215 с.
- 173. Гуревич С.Е., Едидович Л.Д. О скорости распространения трещины и пороговых значениях коэффициентах интенсивности напряжений// Усталость и вязкость разрушения металлов.-М.: Наука, 1974.-С.63-83.
- ✓174. Ярема С.Я. Исследования роста усталостных трещин и кинетические диаграммы усталостного разрушения//Физ.- хим. механика разрушения, 1977.-13,N4.-С.3-22.
- ✓175. Richards C.E., Lindley T.C. The influence of stress intensity and micro-structure on fatigue crack propagation in ferritic materials//Eng. Fract. Mech.-1972.-4,N4.-P.951-978.
- ✓176. Schutz W. Problems in the prediction of fatigue crack propagation under realistic load sequences/Euv. Offshore Steels Res. Semin.-Abington, 1980. -P.7/P23-1 -7/P23-13.
- ✓177. Knott J.F. Models of fatigue crack growth/ Proc. Conf. Fatigue Crack Growth: 30 Years Progr. -Oxford: Pergamon Press, 1986.-P.31-52.
- 178. Brown M.W. Aspects of fatigue crack growth/Proc. Int. Conf. Fatig. Eng. Mater. and Struct.-London, 1986.-1.-P.93-103.
- 179. Newby M. Comments on fatigue crack growth models// Reliab. Eng.- 1987.-18,N1.-P.57-60.
- 180. Smith R.A. Thirty years of fatigue crack growth- an historical review/Proc. Conf. Fatigue Crack Growth:30 Years Progr.- Oxford: Pergamon Press.-1986.-P.1-16.
- 181. Paris P.C., Gomez M.P., Anderson W.E. A rational analytic theory of fatigue// The Trend in Engineering the University of Washington.-1961.-13,N1.- P.9-14.
- ✓182. Парис П., Эрдоган Ф. Критический анализ законов распространения трещины// Теор. основы инженерных расчетов.-1966.-N4.-С.117-121.

- 183.Формен З., Кэрни Ъ., Энгл Р. Численное исследование распространения трещин в циклически нагружаемых конструкциях// Теор. основы инженерных расчетов.-1967.-N3.-С.8-11.
- ✓184.Frost N.E., Pook L.P., Denton K. A fracture mechanics analysis of fatigue crack growth data for various materials//Eng. Fract. Mech.-1971.-3,N2.-P.109- 126.
- ✓185.Карман К., Кэтлин Дж. Распространение трещины при малоцикло-вой усталости высокопрочных сталей// Теор. основы инженерных расчетов.-1966.-N4.-С.117-121.
- 186.Ярема С.Я. Рост усталостных трещин//Методы и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов.- Киев: Наук. думка, 1981.-С.177-207.
- 187.Ярема С.Я. О закономерностях и математических моделях развития усталостных трещин//Механическая усталость металлов.-Ки-ев: Наук. думка, 1983.-С.214-224.
- 188.Pearson S. The effect of mean stress on fatigue crack propagation in half-inch(12.7 mm) thick specimens of aluminum alloys of high and low fracture toughness//Eng. Fract. Mech.-1972.-4,N1.-P.9-24.
- ✓189.Liu H.W. Discussion on the paper of Paris P.S. The fracture mechanics approach to fatigue/Proc. 10th Sagamore Army Mat. Res. Conf.-New York, 1964.-P.127-131.
- 190.Ярема С.Я., Микитишин С.И. Аналитическое описание диаграммы усталостного разрушения материалов//Физ.- хим. механика матери-алов.-1975.- N6.-С.47-54.
- ✓191.Elber W. Fatigue crack closure under cyclic tension//Eng. Fract. Mech.- 1970.-2,N1.-P.37-45.
- 192.Blom A.F., Hadrbolets A., Weiss B. Effect of crack closure on near- threshold crack growth behaviour in a high strength Al-alloy up to ultrasonic frequencies/Proc. 4th Int. Conf.-Oxford:Pergamon Press, 1983.-2.-P.755-762.
- 193.Влияние масштабного фактора на циклическую трещиностойкость пластичных сталей в низкотемпературной области нагружения/Г.Н. Никифорчин, А.А. Попов, Б.Н. Андрусив и др.// Физ.- хим. меха-ника материалов.-1985.-N4.-С.57-64.
- 194.McGowan J.J., Liu H.W. The role of three-dimensional effects in constant amplitude fatigue crack growth testing//

J.Eng. Mater. and Technol.-1980.-102,N4.-P.341-346.

195.Lefrancois A., Clement P., Pineau A. The growth of short fatigue cracks in aluminium alloy in relation to crack closure effect/Proc. Int. Conf. Fatig. Eng. Mater. and Struct.-London,1986.-1.-P.59-65.

196.Shin C.S., Fleck N.A. Overload retardation in a structural steel// Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1987.-9,N5.-P.379-393.

197.Роль остаточных напряжений и деформационного упрочнения в изменении коррозионно- циклической трещиностойкости корпусных сталей/О.Н. Романив, Г.Н. Никифорчин, А.В. Вольдемаров, В.Е. Литвинов//Физ.- хим. механика материалов.-1986.-N4.-С.48-59.

198.Dover D.S. Yielding of steel sheets containing slits//J. Mech. and Phys. Solids.-1960.-8,N3.-P.102-104.

199.Полак Я., Клеснил М. Скорость распространения усталостных трещин в условиях общей пластической деформации/Применение механики разрушения для оценки медленного роста трещины: Сб. семинара СЭВ.- Малацки,1979.-С.42-47.

200.Dowling N.E. Fatigue crack growth testing at high stress intensities// Flaw Growth and Fracture.-Philadelphia: ASTM STP 631, 1977.-P.139-158.

201.Polak J., Klesnil M. Interpretace krivek unavove zivotnosti na zaklade obecne lomove mechaniky// Stroinicky cas.-1981.-32.-S.293-300.

202.Head A.K. The growth of fatigue cracks//Phil. Mag. Ser.-1953.-44.-P.925-943.

203.Duggan T.V. A theory for fatigue crack propogation// Eng. Fract. Mech.-1977.-9,N3.-P.735-747.

204. Fleck W.G., Anderson R.B. A mechanical model of fatigue crack propogation/Proc. 2nd Int. Conf. Fract.-London,1969.-P.128-134.

205. Homma H., Nakazawa H.Effect of mechanical properties of material on rate of fatigue crack propogation//Eng. Fract. Mech.-1979.-10,N3.- P.539-552.

206.Алексеев В.Г. Исследование кинетики роста трещин малоцикло- вой усталости в сталях 15Х2МФА, Х18Н10Т и 22К при нормальной и повышенной температурах// Автореф. дис.... канд. техн. на-

ук.-М., 1978.-24 с.

207.Sih G.C., Barthelemy B.M.//Eng. Fract. Mech.-1980.-13.-P.439-451.

208.Tzumi Y., Fine M.E., Mura T. Energy considerations in fatigue crack propogation// Int. J. Fract.-1981.-17,NN1.-P.15-25.

209.Liaw P.K., Kwun S.I., Fine M.E. Plastic work of fatigue crack propogation in steels and aluminum alloys//Met. Trans.-1981.-A12, N1.-P.49-55.

210.Карзов Г.П., Леонов В.П., Марголин Б.З. Механическая модель развития усталостной трещины. Сообщ.1//Пробл. прочнос-ти.-1985.-N8.-С.9-14.

211.Карзов Г.П., Леонов В.П., Марголин Б.З. Механическая модель развития усталостной трещины.Сообщ.2//Там же.-N8.-С.14-18.

212.Bolotin V.V. A unified approach to damage accumulation and fatigue crack growth//Eng. Fract. Mech.-1985.-22,N3.-P.387-398.

213.Болотин В.В. Рост трещины и финальное разрушение при циклическом нагружении//Пробл. прочности.-1987.-N11.-С.3-7.

214.Glinka G., Robin C., Pluvillage G. A local inelastic strain-stress analyses of fatigue crack growth/ Proc. of Int. Conf. Applic. Fract. Mech. Mater. and Struct.-Hague, 1984.-P.763-775.

215.Sih G.C./Proc. Int. Conf. on Analytical and Exper. Fract. Mech.-Hague, 1981.-P.3-15.

216.Sih G.C.Strain energy-density factor applied to mixed mode crack problems// Int. J. of Fract.-1974.-10,N3.-305.-321.

217.Moyer E.I., Sih G.C. Fatigue analysis of an edge crack specimen: hysteresis strain energy density// Eng. Fract. Mech.-1984.-19,N4.- P.643-652.

218.Болотин В.В.Объединенные модели в механике разрушения //Изв. АН СССР.Механика твердого тела.-1984.-N3.-С.127-137.

219.Трощенко В.Т., Покровский В.В. Вязкость разрушения конст-рукционных сплавов при циклических нагрузках.Сообщ.1//Пробл. прочности.-1983.-N6.- С.3-16.

220.Муто У., Тоеда М., Сато К. Влияние предварительной деформации при повышенной температуре на вязкое разрушение высокопрочной стали//Теор. основы инженерных расчетов.-1980.-N4.-С.52-57.

221. Ruichi H., Kazuo T. Влияние предварительной деформации на низкотемпературную вязкость Fe-Cu сплавов//J. Iron and Steel Inst. Jap.-1979.-65,N8.-P.1242-1249.
222. Ganguly R.I., Panda A.K., Misra S. Application of statistical design of experiments to the quantitative study of strainaging characteristics of Nb-bearing HSLA steel//Trans. of the Iron and Steel Inst. Jap.-1981.-21,N8.- P.577-582.
223. Гольцев В.Ю., Кудрявцев О.Г., Матвиенко Ю.Г. Влияние предварительной деформации на трещиностойкость пластичных тонколистовых материалов// Деформация и разрушение материалов атомной техники.-М.:Металлургия, 1983.-С.80-84.
224. Пачурин Г.В., Гуслякова Г.П. Кривые упрочнения предварительно деформированных металлов//Обработка металлов давлением.-Свердловск.- 1980.-N7.-С.52-54.
225. Kohiaev Yu.S., Yermolaev G.N., Veleen M.V. The mechanical behaviour of B.C.C. metals prestrained under hydrostatic pressure/Proc.18th Int. Mach. Tool. Des. and Res. Conf.-London,1978.-P.103-106.
226. Влияние холодной деформации на скорость развития усталостной трещины в стали 03X11H10M2T/А.Д. Бухалов, А.П. Вылежнев, Ю.Н. СИМОНОВ и др.//Вопросы металловедения стали и титановых сплавов.-Пермь,1978.-С.14-17.
227. Shulte K., Nowack H., Lutjering G. Influence of monotonic and cyclic predeformation of high-strength aluminium alloys//Eng. Fract. Mech.-1980.- 13,N14.P.1009-1021.
228. Lindigkeit J., Gysler A., Lutjering G. The effect the predeformation on fatigue crack propogation behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy in inert and corrosive environment//Z. Metallkde.-1981.-72,N5.-322-328.
229. Effect of prestrain at high temperatures on the retained ductility of steel/Terasava K., Otani M., Yoshida T. at al//Bull. of the Soc. of Naval Archtects of Jap.-1960.-108,N4.-P.419-423.
230. Rockey K.C., Mylonas C. Exhaustion of ductility by hot straining//Weld. J.-1961.-40,N2.-P.306-308.
231. Ripling E.I., Baldwin W.M. Overcoming pheotropic brittlenes:precompression versus pretension//Trans. ASM.-1952.-44,N5.-P.1047-1053.

232. Effect of plastic strain and heat treatment/Osborn C.J., Scotchrook A.F., Stout R.D. at al//Weld. J.-1949.-28, N3.-P.337-342.
233. Turner C.E. A note of brittle fracture initiation in mild steel by prior compressive pre-strain//J. of the Iron and Steel Inst.-1961.-197, N1.-P.3-11.
234. Mylonas C Exhaustion of ductility and brittle fracture of E-steel caused by prestrain and aging//Ship Structure Comm. Report.-1964.-162.-P.264-272.
235. Soete W. Low stress brittle fracture in mild steel//British Weld. J.-1964. -11, N5.-P.515-519.
236. Макклиток Ф. Пластические аспекты разрушения//Разрушение: В 7-ми т./Ред. Г. Либовиц.-Т.3. Инженерные основы и воздействие внешней среды.-М.: Мир, 1976.-С.67-262.
237. Marini B., Mudry F., Pineau A. Experimental study of cavity growth in ductile rupture//Eng. Fract. Mech.-1985.-22, N6.-P.989-996.
238. Rice J.R., Tracey D.M. //J. Mech. Solids.-1969.-N17.-P.201-215.
239. Thomason P.F. //J. Inst. Metals.-1968.-N96.-P.360-369.
240. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.-М.: Metallurgy, 1986.-226 с.
241. Fernandes J.V., Schmidt J.H. Dislocation microstructures in steel during deep drawing//Phil. Mag. A.-1984.-4, N6.-P.841-870.
242. Черняк Н.И. Механические свойства стали в области малых пластических деформаций.-Киев: АН УССР, 1962.-103 с.
243. Кудрявцев В.И. Внутренние напряжения как резерв прочности в машиностроении.-М.: Mashgiz, 1951.-287 с.
244. Plumtree A., Abdel-Raouf H., Topper T.H. Strength damage and failure of iron-carbon alloys subjected to cyclic plasticity//Can. Met. Quart.-1974.-13, N4.-P.577-586.
245. Кудрявцев И.В., Кудрявцев П.И. Поверхностный наклеп как средство повышения сопротивления малоциклового усталости деталей машин// Пробл. прочности.-1972.-N4.-С.81-88.
246. Kage M., Nishitani H.//Trans. Jap. Soc. Mech. Eng.-1977.-43, N367.-P.789-796.
247. Pasad C., Ramakrishna, Vasudevan R. Fatigue hardening and

softening studies on strain hardened 18-8 austenitic stainless steel//Materialprufung.-1976.-B18, N8.-P.276-280.

248.Иванова В.Б., Дерягин Г.А., Терентьев В.Ф. Повышение циклической прочности сплава Д16Т при ступенчатой пластической деформации// Прочность металлов при циклических нагрузках.-М.: Наука, 1967.-С.215-221.

249.Laird C., Thomas G. On fatigue-induced reversion and overaging in dispersion strengthened alloys systems//Int. J. Fract. Mech.-1967.-3,N2.-P.81-97.

250.The effect of temperature on the fatigue crack propagation rate in aluminium/ P.K. Liaw, M.E. Fine, M. Kiritani, S. Ono//Scr. Met.-1977.-11,N12.- P.1151-1155.

251.Legriss L.,Haddad M.N.,Topper T.H. The effect of cold rolling on the fatigue properties of the SAE1010 steel//Mater. Exp. and Design. Fatig.- Guiford, 1981.-P.97-105.

252.Тот Л., Ромвари П.,Фридрих Э.Г. Микроструктурные исследования холоднодеформированных поверхностей при циклическом нагружении/ 3 Kolloq. Eigenspannung und Oberflächen verfestigung-Zwickau, 1982.-8.-S.17-23.

253.Райтнер С.И. Разрушение при повторных нагрузках.-М.: Оборонгиз, 1959.- 352 с.

254.Жуков В.А., Маринец Т.К. Оценка влияния пластической деформации на повреждаемость материалов по характеру изменения усталостной прочности// Прочность металлов при циклических нагрузках.-М.: Наука, 1967.-С.76-82.

255.Sada. J.,Hayashi M.Субструктура в области вершины усталостной трещины //J. Soc. Mater. Sci. Jap.-1978.-27,N294.-P.240-244.

256.Дерягин Г.А. Исследование влияния пластической деформации на усталостные свойства алюминиевых сплавов марки АВТ//Прочность металлов при циклических нагрузках.-М.: Наука, 1967.-С.211-215.

257.Sousino C.M. Einfluss von Kaltfermungen bis 5% auf das kurzzeitschwingfestigkeits verhalten des eincornbauhanles StE47 und der aluminiumknetlegierung AlCuMg2 //Z. Werkstjfftechn.-1983.-B14,N1.-S.I-II.

258.Radhakrishnan V.M.,Baburamani P.S. An investigation of the

effect of prestraining on fatigue crack growth//Mater. Sci. and Eng.-1975.-17,N2.- P.283-288.

259.Гетман А.Ф., Штовба Ю.К. Влияние предварительной пластической деформации на усталостные свойства алюминиевых сплавов//Пробл. прочности.-1982.-N2.-С.70-73.

260.Sousino C.E.,Hageborn K.E. Einflub einer Kaltverformung auf das Zeit und Kurzzeitschwingfestigkeitsverhalten der stabile StE47 und StE70//Arch. Eisenhutteuw.-1980.-51,N8.-S.341-345.

261.Махутов Н.А. Влияние старения и наклепа на сопротивление пластическим деформациям конструкционных сталей при малоцикловом нагружении// Пробл. прочности.-1970.-N1.-С.42-45.

262.Su X.,Gu M.,Yan M. A simplified residual stress model for predicting fatigue crack growth behaviour at a cold worked fastened holes//Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1986.-9,N1.-P.57-64.

263.Radhakrishnan V.N., Prasad C.R. Relaxation of residual stress with fatigue loading//Eng. Fract. Mech.-1986.-8,N4.-P.593-597.

264.Макото С., Хироеси Т., Садао С. И. Влияние холодной деформации сжатием на распространение усталостной трещины в сплаве Fe-6%Mo//J. Iron Steel Inst. Jap.- 1978.-64,N11.-P.339-344.

265.Макото С. Влияние холодной обработки//J. Iron Steel Inst. Jap.-1979.-65, N4.-P.399.

266.Сайто С., Тоета Ч., Тада Т. Влияние плотности дислокаций на скорость распространения усталостных трещин//J. Iron Steel Inst. Jap.-1976.-62,N11.- P.688-695.

267.He G., Znoy S. Crack closing and permissible width of partially prestressed concrete beam under repeated loading//Tumu Gongcheng Xuebao.-1988.-21,N3.-P.15-33.

268.Bulloch J.N. Fatigue crack growth studies in rail steel and associated weld metal//Theor. and Appl. Fract. Mech.-1986.-6,N2.-P.75-84.

269.Навроцкий И.А. Влияние вида и степени предварительной деформации на склонность конструкционных и строительных сталей и сплавов к хрупкому разрушению// Сталь.-1967.-N7.-С.643-648.

270.Liaw P.K., Landes J.D. Influence of prestrain history on fracture toughness properties of steels.//Met.

Trans.-1986.-A17,N1.-P.473-489.

271.Shijve J. The effect of pre-strain on fatigue crack closure//Eng. Fract. Mech.-1976.-8,N4.-P.575-581.

272.Near-threshold fatigue crack growth behavior in copper/P.K.Liaw, T.R.Leax, R.C. Williams at al//Met. Trans.-1982.-A13,N9.-P.1607-1618.

273.Кайнов А.Б. Кинетика усталостного разрушения легких сплавов в связи с пластическими деформациями при формообразовании элементов конструкций// Автореф. дис.... канд. техн. наук.-М.,1986.-20 с.(ДСП).

274.Tetelman A.S., McEvily A.J. Fracture of structural materials/Ed. Willy.- N.Y.-London-Sidney,1967.-685p.

275.Effect of cold deformation on the fatigue threshold/J. Blacktop, C.E. Nicholson, R. Brook, R. Towers//Fatigue Threshold Fundamentals and Engineering Applications.-Stockholm,1981.-P.629-638.

276.Chongya Y.,Minggao Y. A calculation of threshold stress intensity range for fatigue crack prorogation in metals//Fatigue Fract. Eng. Mater. and Struct.-1980.-3.-P.189-192.

277.Fields B.A.,Miller K.J. Fibrous crack initiation and propogation in pre- strained HY-100 steel/Proc. Int. Conf. Tolerance of Flaws Pressurised Components.-London,1978.-P.117-124.

278.Clayton J.Q., Knott J.E. Observation of Fibrous fracture modes in pre- strained low alloy steel//Met. Sci.-1976.-10.-P.63-71.

279.Majumdar S.,Morrow J.D. //Fracture Toughness and Slow-Stable Cracking.-Philadelphia: ASTM STP N559,1974.-P.159-164.

280.Гольцев В.Ю., Кудрявцев О.Г., Матвиенко Ю.Г. Влияние предварительной деформации на трещиностойкость пластичных тонколистовых материалов// Деформация и разрушение материалов атомной техники.-М.: Атомиздат.-1983.-С.80-84.

281.Трефилов В.И., Мильман Ю.В. Влияние структурного состояния и температуры на механические свойства сверхтвердых материалов// Сверхтвердые материалы: синтез, свойства, применение.- Ки-

ев: Наук. думка, 1983.-С.81-86.

282.Yasuo O., Shigemi S., Masataka N.//J. Soc. Mater. Sci., Jap.-1981.-30, N338.-P.1088-1094.

283.Ruichi H., Kazuo T. Влияние предварительной деформации на низкотемпературную вязкость Fe-Cu сплавов//J. Iron and Steel Inst. Jap.-1979.- 65, N8.-P.1242-1249.

284.Takada T., Kataoka Y., Yamagashi S. Влияние предварительного деформирования на ударную вязкость трубных сталей//Kawasaki Steel Techn. Rept.- 1979.-11, N3.-P.337-347.

285.Кобаяши М. Ухудшение вязкости разрушения сталей в результате различных способов холодной обработки и деформационного старения//J. Iron and Steel Inst. Jap.-1983.-69, N5.-P.576.

286.Amouzovi K.F. A comparative fracture study of slightly prestrained low alloy steel and a slightly prestrained austenite stainless steel// Mater. Sci. and Eng.-1986.-78, N1.-P.65-70.

287.Embury J.D., Burger G. The influence of microstructure on toughness/Proc. 7th Int. Conf. Strength Metals and Alloys.-Montreal, 1986.-3.-P.1893-1915.

288.Боглер Ф.У. Оценка вязкости разрушения сталей//Разрушение: В 7-ми т./Ред. Г. Либовиц.-Т.6....-М.: Металлургия, 1976.-С.183-245.

289.Воронин В.П., Марденко А.Н., Михневич А.П. Влияние степени предварительной деформации на K_{ксс} хромоникельмолибденовой стали повышенной прочности//Физ.- хим. механика материалов.-1980.- N2.-С.104-105.

290.Георгиев М.Н., Симонов Ю.Н. Влияние предварительной холодной пластической деформации на трещиностойкость малоуглеродистой стали//Изв. АН СССР. Мет.- 1988.-N1.-С.103-106.

291.Леффлер Л., Хагедорн К.Е., Павельски О. Испытание лабораторных образцов с надрезом на ударный изгиб- новый метод испытания тонких листов// Черные металлы. Металлургия.-1987.-N16.-С.34-40.

292.Knott J.F./Proc. 6th Int. Conf. Fract.- New Dehli, 1986.-1.-P.83-89.

293.Хрупкие разрушения сварных конструкций/У. Дж. Холл, М. Кихара, В.Зут, А.А. Уэллс.-М.: Машиностроение, 1974.-320с.

294. Механические свойства сварных соединений узлов реакторов ВВЭР-1000/А.С. Зубченко, С.И. Носов, А.А. Попов и др.//Автомат. сварка.-1987.-№1.-С.47-52.
295. Канадзава Т. Интенсивность распространения низкоциклических усталостных трещин и влияние низкоциклического усталостного гистерезиса на характеристики хрупкого разрушения//Пер. статьи из журнала "Есэцу гаккайси".-1968.-37,№6.-С.565-573.
296. Gridnev V.N., Meshkov Yu. Ya.//Dokl. An Ussr. Metallofiz.-1971.-№35.- P.49-54.
297. Rakitsky A.N., Tkachenko V.G., Trefilov V.I.//Fizika metall.-1973.- №35.-P.335-340.
298. Ivaschenko N.K., Mil'man Y.V., Trefilov V.I.//Fizika metall.-1975.-№39.- P.81-87.
299. Sevillano J.Gil. Cleavage limited maximum strength of work-hardened B.C.C. polycrystals//Acta Metall.-1986.-34,№8.-P.1473-1485.
300. Leslie W.C.//Metal. Trans.-1972.-№3.-P.5-9.
301. Sandstrom R., Engberg G., Bergstrom Y.//Metal. Sci.-1981.-№15.-P.409-414.
302. Исследование вязкости разрушения высокопрочной стержневой арматуры/ В.М. Тупилко, Г.Н. Никифорчин, О.Н. Романив, В.И. Заика//Физ.- хим. механика материалов.-1975.-№6.-С.89-94.
303. Панасюк В.В., Шницер К.М., Ковчик С.Е. Влияние предварительного нагружения в среде воздуха и воды на трещиностойкость титанового сплава BT-14//Там же.-1973.-№6.-С.10-13.
304. Кудряшов В.Г. Циклическая вязкость разрушения K_{Ic} //Там же.-1978.-№5.-С.110-112.
305. Предельное состояние металлов с трещинами при циклическом нагружении: Прогнозирование долговечности с учетом стадии нестабильного развития усталостных трещин/ В.Т. Трошенко, В.В. Покровский, П.В. Ясний, В.Г. Каплуненко; АН УССР. Ин-т проблем прочности.-Препр.-Киев, 1988.-29с.
306. Ханухов Х.М., Беляев Б.Ф., Черкасова И.Н. Влияние предварительного малоциклового нагружения на сопротивление разрушению строительной стали// Исследование хрупкой прочности строительных металлических конструкций.- М., 1982.-С.92-102.
307. Шур Д.М., Ивченко Л.Ф. Влияние циклического нагружения на

- сопротивление сварных пластин хрупкому разрушению при статическом растяжении//Сварочное производство.-1970.-N1.-С.24-35.
- 308.Лебедев А.А., Руденко В.Н., Спиваков А.С. Влияние механической тренировки на ресурс прочности и пластичности конструкционных материалов.- К.: Наук. думка, 1978.-68 с.
- 309.Закономерности малоциклового повреждаемости и разрушения стали 10ХСНД в широком интервале (+20...-196°C) низких температур/ В.В. Ларионов, В.М. Горицкий и др.//Пробл. прочности.-1980.-N1.- С.11-17.
- 310.Member K.,Laute K. Dauerversuche an der hochfrequenten zugdruckmaschine// Forsch. Ingenieurw.-1930.-N329.-S.43-45.
- 311.Retl P. Einfluss einer verermudung auf die Festigkeitseigenschaften von Stahlen//Materialprufung.-1965.-7,N1.-P.12-21.
- 312.Прочность деформированных материалов/Под ред. Г.Г. Максимо-вича.- К.: Наук. думка.-1976.-272 с.
- 313.Шербак А.М., Романов А.Н. Сопротивление малоцикловому деформированию и разрушению малоуглеродистых сталей при повышенных температурах в связи с эффектом старения// Структурные факторы малоциклового разрушения.-М.: Наука,1977.-С.51-63.
- 314.Гурьев А.В., Мишарев Г.М., Столяров Г.Ю.// Исследование и контроль механических свойств материалов неразрушающими методами. Вып.III.- Волгоград: Изд-во Волгоградского политехн. инст.,1962.-С.46-54.
- 315.Влияние малоциклового нагружения на воздухе и в агрессивной среде на механические характеристики стали Ст.3/Б.А. Кадырбеков, А.А. Павлов, В.А. Колесников и др.//Физ.- хим. механика материалов.- 1986.-N5.-С.106-108.
- 316.Yasuo O.,Shidemi S.,Masataka N. Деформационное поведение и дислокационная структура в процессе усталости предварительно деформированной низкоуглеродистой стали// J. Soc. Mater. Sci. Jap.-1981.-30,N338.-P.1088-1094.
- 317.Kenji S.,Kioshi M. Малоцикловая усталость предварительно деформированного металла// J.Jap. Soc. Technol. Plast.-1981.-22,N247.-P.823-830.
- 318.Buray-Mihalui E.,Buray Z.,Czoboloy E. Combined effects of porosity and cycling preloading of the fracture behavior of

- AlMg4 weldments/Proc. 7th Congr. Mater. Test.-Budapest, 1978.-1.-P.35-38.
319. Драган В.Љ. Методика и некоторые результаты исследования закономерностей развития усталостных трещин при кручении// Пробл. прочности.-1981.-№11.-С.28-31.
320. Bachmacz W., Kulis J. Effect of fatigue pre-stressing on the crack propagation rate/Proc. 8th Congr. Mater. Test.-Budapest, 1982.-1.-С.315-319.
321. Махутов Н.А. Деформационные критерии малоциклового и хрупкого разрушения//Автореферат дис.... д-ра техн. наук.-М, 1973.-71с.
322. Романив О.Н., Петрина Ю.Д. Вязкость разрушения как характеристика эксплуатационной надежности материала// Физ.-хим. механика материала.-1972.-№4.-С.12-15.
323. Романив О.Н., Петрина Ю.Д., Зима Ю.В. О специфике распространения трещин при циклическом нагружении в жидких средах// Там же.-1972.-№4.-С.35-38.
324. Романив О.Н., Ленец Н.А., Петрина Ю.Д. Влияние условий испытаний на трещиностойкость//Там же.-1976.-№3.-С.90-93.
325. Paskal B., Jean H., Chaieb J. Strain hardening effects on fracture toughness and ductile crack growth in austenite stainless steels/Proc. 16th Fract. Mech. Symp.-Philadelphia, 1985.-P.293-307.
326. Григорьев Р.С. Влияние механико-термической обработки и циклического нагружения на хладостойкость стали: Автореф. дис.... канд. техн. наук.-Новосибирск, 1968.-20 с.
327. Мельников Н.П. Сопротивление металла сварных конструкций хрупкому разрушению после предварительного циклического повреждения//Сварочное производство.-1970.-№1.-С.35-41.
328. Sukedai E., Hida M. Influence of cyclic loading under low stress amplitude on tensile and impact properties of low carbon steel//J.Jap. Inst. Metals.-1986.-50, №4.-P.369-373.
329. Ларионов В.П., Григорьев Р.С., Стебаков И.М. Влияние усталости на хладостойкость сварных соединений.-Якутск, 1976.-64 с.
330. Navas I., Chobolv K. Einflub der schwingbeanspruchung auf die mechnischen eigenschaften von baustahlen//Machinenbautechnik.-1979.-28, №4.-P.173-

331. Tilly G.T., Benham P.P. Load cycling in the low endurance range in relation to brittle fracture of mild steel//J. Iron and Steel Inst.-1962.- N3.-P.247-251.

332. Иванова В.С., Кудряшов В.Г., Терентьев В.Ф. Использование энергии распространения трещины для определения необратимой повреждаемости металла при циклическом нагружении//Изв. АН СССР. Металлы.-1966.-N3.-С.130-133.

333. Иванова В.С., Кудряшов В.Г. Определение вязкости разрушения K_{Ic} по результатам испытаний на усталость//Пробл. прочности.-1970.-N3.-С.17-19.

334. Влияние истории деформирования на характеристики циклической вязкости разрушения сплава ВТ9/В.Т. Трощенко, А.Я. Красовский, Д.П. Синявский и др.// Там же.-1982.-N4.-С.28-32.

335. Влияние истории деформирования и асимметрии цикла нагружения на характеристики циклической вязкости разрушения сплава ВТ9//В.Т. Трощенко, А.Я. Красовский, Д.П. Синявский и др.// Там же.-1982.-N12-С.3-6.

336. Нормы расчета на прочность элементов реакторов, парогенераторов, сосудов и трубопроводов атомных электростанций, опытных и исследовательских ядерных реакторов и установок.-М.: Металлургия, 1973.-408 с.

337. Сопротивление хрупкому разрушению и радиационному охрупчиванию корпусов водо-водяных энергетических реакторов/ И.В. Горынин, Ю.Ф. Баландин, Ю.И. Звездин и др.// Физ.- хим. механика материалов.- 1983.-N4.-С.96-103.

338. Николаев А.А., Рыбин В.В., Баданин В.И. О роли примесей в радиационном охрупчивании низколегированной стали// Атомная энергия.-1979.- N7.-С.21-25.

339. Исследование радиационного охрупчивания сталей корпусов реакторов методами механики разрушения и путем проведения реакторных испытаний/ Х. Такахаси, К. Сайто, К. Датэ, М. Судзуки/ Теор. основы инженерных расчетов.- 1980.-102,N4.-С.1-11.

340. Теплоустойчивая сталь для корпусов ВВЭР и оценка ее работоспособности/И.В. Горынин, Ю.Ф. Баландин, Ю.И. Звездин и др.//Энергомашиностроение.-1977.-N9.-С.18-21.

341. Petroski H.J., Yamada H. Fracture experiments with cracked and embrittled hexcan sections/Trans. 5-th Int. Conf. Struct.

- Mech. React. Technol.- Amsterdam, 1979.-E.-P.5.2/1-5.2/6.
342. McGowan J.J. Application of warm prestressing effects to fracture mechanics analyses of nuclear reactor vessel during severe thermal shock//Nucl. Eng. Design.-1979.-51.-P.431.-444.
343. Harrop L.P. Warm prestressing during severe thermal shock of a pressure vessel//Int. J. Press. Vess. Piping.--1979.-7.-P.463-468.
344. Curry D.A. A micromechanistic approach to warm prestressing of ferritic steels//Int. J. Fract.-1981.-17,N3.-P.335-343.
345. Chell G.G. Some fracture mechanics applications of warm prestressing to pressure vessels/Proc. 4th Int. Conf. Press. Vessel Technology.- London, 1980.-P.117-124.
346. Chell G.G., Haigh J.R. The effect of warm prestressing of proof tested pressure vessels//Int. J. Presss. Vess. Piping.-1986.-23.-P.121-132.
347. Curry D.A. A model for predicting the influence of warm prestressing and strain ageing on the cleavage fracture toughness of ferritic steels//Int. J. Fract.-1983.-22.-P.145-159.
348. On the effects of pre-loading on the fracture toughness of A-533B-1 steel/ H. Nakamura, H. Kobayashi, T. Kodaira, H. Nakazawa //Adv. Fract. Res. Prepr.: Proc. 5th Int. Conf. Fract.- Oxford: Pergamon Press, 1982.-2.-P.817-824.
349. Beremin F.M. Numerical modelling of warmprestress effect using a damage function of cleavage fracture//Adv. Fract. Res. Prepr: Proc. 5th Int. Conf. Fract. -Oxford: Pergamon Press, 1982.-2.-P.825-831.
350. Chell G.G., Haigh J.R., Vitek V. A theory of warm prestressing: experimental validation and the implications for elastic plastic failure criteria// Int. J. Fract.-1981.-17,N1.-P.61-81.
351. Hedner G. Influence of superimposed fatigue loads on the effect of warm prestressing//Adv. Fract. Res. Prepr.: Proc. 6th Int. Conf. Fract.-Oxford: Pergamon Press, 1984.-4.-P.1975-1982.
352. Влияние предварительного пластического деформирования на условия зарождения и распространения трещин в зонах концентрации напряжений при повторном нагружении/Л.А. Бондарович, А.Н.

- Шувалов, Б.В. Богдачев, А.И. Литвинов// Сб. трудов Моск. инж.-строит. инст.-1983.-N183.- С.152-160.
- 353.Киселев В.А., Рывкин Е.Ю. Влияние предварительного теплового нагружения на сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению//Энергомашиностроение.-1988.-N10.-С.16-18.
- 354.Харрисон Т.С., Фирнехаф Д.Д. Влияние предварительного нагружения на хрупкое разрушение деталей, содержащих острые дефекты//Теоретические основы инженерных расчетов.-1972.-N2.-С.130-134.
- 355.Loss F.I., Gray R.A., Hawthorne I.R. Significance of warm prestress to crack initiation during thermal shock//Nucl. Eng. Design.-1978.-46,N2.- P.395-408.
- 356.Katz Y., Bussiba A., Mathias H. Effect of warm prestressing on fatigue crack growth curves at low temperatures/Proc. Symp. Fatig. Low Temperatures.-Louisville,1985.-P.191-209.
- 357.Chell G.G. The effects of sub-critical crack growth on the fracture behaviour of cracked ferritic steels after warm prestressing//Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1986.-9,N4.-P.259-274.
- 358.Mudry F. Cleavage fracture and transition: application to the warmprestress effects/Elastic-Plastic Fracture Mechanics.-Brussels,1985.-P.303-325.
- 359.Richie R.O., Knott J.F., Rice J.R. On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel//J. Mech. Phys. Solids.- 1973.-21.-P.395-410.
- 360.Chell G.G., Vitek V.//Int. J. of Fract.-1977.-13.-P.882-886.
- 361.Kotilainen H. The estimation of the beneficial effect of a warm-prestress during the emergency cooling of a nuclear pressure vessel/Proc. KTM/GKAE Seminar.- Moskow, 1983.
- 362.Bilby B.A. Dislocations and cracks/Proc. 3rd Int. Conf. Fract.- Dusseldorf,1973.-11.-P.PL1-PL8.
- 363.Bilby B.A., Cottrell A.H., Swinden K.H./Proc. of the Royal Society.-1963.-A272.-P.304-315.
- 364.Dugdale D.S. Yielding of steel sheets containing slits//J. Mech. Phys. Solids.-1960.-8.-P.100-104.
365. Hayes D.I., Williams D.G. A practical method for

determining Dugdale Model solutions for cracked bodies of arbitrary shape// Int. J. Fract. Mech.-1972.-8.-P.239-256.

366.Блюм Д.И. Хрупкое разрушение и его предотвращение//Разрушение: В 7-и т./Ред. Г. Либовиц.-Т.5. Расчет конструкций на хрупкую прочность.-М.:Мир,1977.-5.-С.11-68.

367.Вязкость разрушения и структура сталей мартенситного класса/ Г.М. Головинская, Е.А. Дмитриева, А.А. Каминский, Т.В. Рудис// Физ.- хим. механика материалов.-1984.-№6.-С.70-73.

368.Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Ковчик С.Е. Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов.-Киев: Наук. думка,1977.- 287 с.

369.Романив О.Н., Крыськив А.С., Ткач А.Н. О некоторых случаях различной структурной чувствительности ударной вязкости и вязкости разрушения// Физ.- хим. механика материалов.-1978.-№6.-С.64-71.

370.Замятин М.Н., Шедрин Г.С. Влияние немартенситных продуктов превращения при закалке на вязкость разрушения улучшенной конструкционной стали//Там же.-1985.-№6.-С.100.

371.Применение перегрева при закалке для повышения трещиностойкости высокопрочных сталей/ О.Н. Романив, А.Н. Ткач. Я.Н. Гладкий, Ю.В. Зима//Там же.-1976.-№5.-С.41-48.

372.Влияние микроструктуры на трещиностойкость валковой стали 9ХФ/ М.Я. Белкин, А.Я. Шашко, В.Д. Харченко, В.М. Белкин// Там же.-1984.-№5.-С.96-97.

373.Телешов В.В., Кудряшов В.Г. Структура и анизотропия вязкости разрушения алюминиевых сплавов//Там же.- 1976.-№6.-С.7-12.

374.Романив О.Н., Ткач А.Н., Крыськив А.С. Исследование обратной отпускной хрупкости сталей методами механики разрушения// Там же.-1980.-№2.-С.41-47.

375.Kussmaul K. Der Integritatsnachweis fur strahlenversprodete Reactor-druckbehalter// VGB Kraftwerkstechnik.-1982.-62,N12.-S.1060-1076.

376.Backtisch W., Cramer H., Knun R. Irradiation induced change of pressure vessel material 22NiMoCr evaluated concerning component integrity/Proc. 2nd Int. Semin. Assuring Structural Integrity of Steel Reactor Pressure Boundary Components.-Paris,1981.-P.203.-224.

- 31 -

- 377.Мейджер Т., Марстон Г. Описание программы исследования отжига материалов для корпусов реакторов после охрупчивания в результате нейтронного облучения//Теор. основы инженерных расчетов.-1978.-100,N3.- С.49-57.
- 378.Steele L.E. Irradiation effects on reactor structural materials// Quarterly Progress Report.NRL-MR-1937.-1968.
- 379.Николаев В.А., Баданин В.И., Морозов А.М. Суммирование повреждений при отжиге и повторном облучении корпусной стали// Атомная энергия.-1984.-вып.3,N5.-С.165-167.
- 380.Potapovs V., Hawthorne J.,Serpan C.//Nucl. Appl.-1968.-5,N6.- P.389-396.
- 381.Steele L.//Atomic Energy Rev.-1969.-7,N2.-P.3-12.
- 382.Macdonald B. Post-irradiation annealing recovery of commercial pressure vessel steels//Eff. Radiat. Mater.: Proc. 12th Int. Symp.- Philadelphia,1985.-P.927-978.
- 383.Kobata S. Fracture toughness of surface hardend steels// J. Jap. Soc. Heat. Treat.-1985.-25,N3.-P.141-146.
- 384.Иваницкий Я.Л. Методика определения критического деформирования вершины трещины продольного сдвига//Физ.- хим. механика материалов.-1983.-N3.- С.112-114.
- 385.Kato A. Prevention of fracture of cracked steel bars using laser.Pt.1. Laser hardening// J. Eng. Mater. and Techn.-1985.- 107,N3.-P.195-199.
- 386.Usami S., Kitagawa H. Effects of preloading, unloading and stress ratio on the fatigue crack threshold of maraging steel// Materials, Exper. and Design. Fatigue.-1981.-P.472-485.
- 387.Chang S., Garg S.B.L. Variation of effective stress range ratio, under simple variable amplitude loading/Proc. 6th Int. Conf. Fract.- New Dehli,1984.-3.-P.1711-1718.
- 388.Barsom J.M. Fatigue crack growth under variable amplitude loading in ASTM A514-B steel//Progress in flaw growth and fracture toughness testing.- Philadelphia: ASTM STP 536,1973.-P.147-167.
- 389.Matsuoka S., Tanaka K. The retardation phenomenon of fatigue crack growth in HT 80 steel//Eng. Fract. Mech.-1976.-8,N3.-P.507-523.
- 390.Petrack G.J. Strenght level effects on fatigue crack growth

- and retardation//Eng. Fract. Mech.,-1974.-6,N4.-P.725-733.
- 391.Hudson C.M., Hardrath H.F. Effects of changing stress amplitude on the rate of fatigue crack propogation in two aluminum alloys//NASA Rep.-1961.-960.-100p.
- 392.Paris P.C., Hermann L. Twenty years of reflection on questions involving fatigue crack growth//Fatigue Thresholds: Proc Int. Conf., Stockholmm,1981.-1.-P.11-32.
- 393.Fair G.H., Noble B., Waterhouse R.B. The initiation and propagation fatigue cracks in the shot-peered surface of two high-strenght aluminium alloys/ Proc. Conf. Fatig. Eng. Mater. and Struct.-London,1986.-2.- P.437-441.
- 394.Shin C.S., Fleck N.A. Overload retardation in a structural steel// Fatig. Fract. Eng. and Struct.-1987.-9,N5.-P.379-393.
- 395.Новый способ повышения циклической трещиностойкости деталей конструкций/ Г.Н. Никифорчин, О.Н. Романив, Б.Н. Андрусив и др.//Физ.- хим. механика материалов.-1985.-N2.-С.92-93.
- 396.Финкель В.М. Реанимация твердых тел с трещиной/Механика разрушения материалов. Тезисы докладов I Всесоюзной конференции.-Львов, 1987.-158 с.
- 397.Трошенко В.Т., Прокопенко В.Т., Торгов В.Н. Влияние протекторной защиты на циклическую прочность и трещиностойкость нержавеющей сталей и сплава ВТЗ-1 в коррозионной среде//Пробл. прочности.-1981.-N6.-С.7-11.
- 398.Gross B.Mode I analysis of a face cracked plate subjected to a rotationaly constrained and displacements//Int. J. Fracture.-1978.-16,N6.-P.623-631.
- 399.Науменко В.П.О влиянии геометии образца на результаты определения величины K_{Ic} //Пробл. прочности.-1973.-N10.-С.81-88.
- 400.Facteurs d'intensive de contrainte et force d'extension de fissure dans le cas d'une fissure transversale dans un fil cylindrique/A. Athanassiadis, J.M. Boissenot, P. Brevet at al//Bul.Lidison Lab. Ponts.Chans.-1980.-N105.- P.73-78.
- 401.Серенсен С.В.,Гарф М.Э.,Кузьменко В.А. Динамика машин для испытаний на усталость.-М.:Машиностроение,1967.-460с.
- 402.Ясний П.В.Методика и некоторые результаты исследования закономерностей развития усталостных трещин при плоском изгибе в условиях низких и высоких температур//Пробл. прочнос-

ти.-1980.-N5.C.78-81.

403.А.с. N1045063 СССР. Призматический образец для определения вязкости разрушения материала/В.Т. Трощенко, В.В.Покровский, В.Г. Каплуненко, П.В. Ясний//Открытия.Изобретения.-1983.-N36.-С.186.

404.Трощенко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В. Прогнозирование влияния асимметрии цикла нагружения на циклическую вязкость разрушения конструкционных сплавов// Пробл. прочности.-1985.- N 11.-С.31-35.

405.Sunder R. System of automated crack growth testing under random loading //Technical memorandum TM-MT-8-84.-Bangalore:Nat. Aeronat. Lab.,1984.-23p.

406.Annual Book of Standards.- Philadelphia: ASTM E647-88,1988.

407.Sahena A., Hudak S.J.,Jr. Review and extension of compliance information for common crack growth specimens//Int. J. Fract.- 1978.-14,N5.-P.453-468.

408.Underwood J.H., Kapp J.A., Barrata F.I. More a compliance of the three-point bend specimen//Int. J. Fract.-1985.-28,N1.-P.R41-R45.

409.Развитие трещины усталости.Сообщение 1. Закономерности неустойчивого развития/В.Т.Трощенко,П.В.Ясний,В.В.Покровский,Ю.В.Ткач//Пробл. прочности.- 1988.-N10.-С.11-15.

410.А.с. 1133542 СССР. Способ регистрации развития трещин в материалах/ В.В.Покровский,В.Т.Трощенко.,С.И.Лихацкий и др.//Открытия.Изобретения.- 1985.N1.-С.151.

411.Методика и некоторые результаты исследования раскрытия вершины трещины усталости/В.Т.Трощенко,П.В.Ясний,В.В.Покровский,Ю.С.Скоренко//Пробл. прочности.-1987.-N10.-С.8-13.

412.Tanaka K.,Natanaka N. Residual stress near fatigue fracture surfaces of high strenght and mild steels measured by X-ray method//J. Soc. Mater. Sci. Jap.-1982.-31,N342.-P.215-220.

413.Степаненко В.А.,Штукатурова А.С.,Ясний П.В. Стереофрактографическое исследование зоны статического срагивания и динамического скачка трещины в корпусной стали//Физ.-хим. механика материалов.-1983.-N6.-С.71-75.

414.Науменко В.П. Метод определения раскрытия трещины в условиях плоской деформации//Пробл. прочности.-1981.-N9.-С.28-34.

415. Си Г., Либовиц Г. Математическая теория хрупкого разрушения//Разрушение: В 7-ми т. /Ред. Г.Либовиц.-Т.2. Математические основы теории разрушения.- М.: Мир, 1975.-С.83-203.
416. Forsyth P.J.E. Causes of mixed fatigue-tensile-crack growth and signicance of microscopic crack behaviour//Metals Technol.-1978.-N10.-P.351-357.
417. Лихацкий С.И., Добровольский Ю.В. Применение метода акустической эмиссии для исследования прочности и пластичности материалов в условиях низких температур// Механические испытания конструкционных сплавов при криогенных температурах.-Киев: Наук. думка, 1982.-302с. Р.237-247.
418. Исследование скорости хрупких скачков трещины с использование метода акустической эмиссии/ П.В.Ясний, В.В. Покровский, В.А.Стрижало, Ю.В.Добровольский// Пробл. прочности.-1987.- N 11.-С.32-36.
419. Ультразвук. Маленькая энциклопедия/Под ред. И.П.Голяминой.-М.: Сов.энциклопедия, 1979.-400 с.
420. Shmueli M. Analysis of fast fracture and crack arrest by finite differences.//Int.J.Fract.-1977.-13,N4.-P443-454.
421. Кросли П., Риплинг Э. Особенности движения трещины на участке старт-остановка//Механика разрушения. Быстрое разрушение и остановка трещины.-М.: Мир, 1981.-С.74-100.
422. Ясний П.В. Исследование закономерностей нестабильного распространения трещины при циклическом нагружении//Пробл. прочности.-1981.-N11.-С.31-35.
423. Kalthoff J.E., Beinert J., Winkler S. Measurements of dynamic stress intensity factors for fast running and arresting cracks in double-cantilever beam specimens//Fast Fracture and Crack Arrest.- Philadelphia: ASTM STP N627, 1977.-P.161-176. ASTM STP N627, 1977.-P.422-431.
424. А.с. 1305596 СССР. Акустический способ определения параметров хрупкого скачка трещины/В.Т.Трошенко, П.В.Ясний, В.А.Стрижало и др.//Открытия. Изобретения.-1987.-N15.-С.181.
425. А.с. 1284357 СССР. Способ определения вязкости разрушения/В.Т.Трошенко, В.В.Покровский, П.В.Ясний и др. (ДСП).
426. Crack arrest in steels/ G.T. Hahn, R.G. Hoagland, M.F.

- Kanninen, W. A.R. // Rosenfield // Eng. Fract. Mech. - 1975. - 7, N3. - P. 583-592.
427. Исследование влияния предварительного пластического деформирования на механические свойства и микроструктуру конструкционной стали / П.В. Ясний, В.В. Покровский, А.С. Штукатурова и др. // Пробл. прочности. - 1988. - N9. - С. 41-45.
428. Влияние предварительной циклической пластической деформации на трещиностойкость. Сообщ. 1. Сопротивлению хрупкому разрушению / В.Т. Троценко, П.В. Ясний, В.В. Покровский и др. // Там же. - 1989. - N11. - С. 13-20.
429. Давиденков Н.Н., Спиридонова Н.И. Анализ напряженнодеформированного состояния в шейке растянутого образца // Завод. лаб. - 1945. - 11, N6. - С. 583-593.
430. Ясний П.В. База данных по скорости роста усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов. - 1988. - N 6. - С. 103-105.
431. Мищенко Ю.Д. Входной документ для банка данных по механическим свойствам материалов // Пробл. прочности. - 1983. - N1. - С. 108-111.
432. Исследование влияния температуры испытаний на закономерности развития усталостных трещин в теплоустойчивых сталях 15Х2МФА и 15Х2НМФА / В.В. Покровский, Ю.С. Скоренко, Г.П. Карзов и др. // Там же. - 1982. - N2. - С. 13-18.
433. Роней М. Усталость высокопрочных материалов / Разрушение: В 7 м. т. / Ред. Г. Либовиц. - Т. 3. Инженерные основы и воздействие внешней среды. - М.: Мир, 1976. - С. 473-496.
434. Николаев В.А., Баданин В.И. Влияние никеля, меди и фосфора на радиационное охрупчивание феррито-перлитной стали // Атомная энергия. - 1974. - 37, N6. - С. 491-493.
435. Перспективы совершенствования перлитных сталей для корпусов реакторов и другого оборудования первого контура АЭС / Ю.Ф. Баландин, И.В. Горынин, Ю.И. Звездин и др. // Энергомашиностроение. - 1976. - N10. - С. 25-28.
436. Новиков Н.В., Новогрудский Л.С. Установка для исследования влияния электрического тока на механические характеристики металлов в интервале температур 4,2-300 К // Завод. лаб. - 1979. - 45, N4. - С. 373-375.
437. Исследование трещиностойкости сварного соединения титаново-

- го сплава типа ВТ6С/Д.Д.Покровский, П.В., Ясний, В.Л. Ярусевич и др.//Пробл. прочности.-1988.-№3.-С.37-40.
- 438.Прочность при малоцикловом нагружении/ С.В.Серенсен, Р.М.Шнейдерович, А.П.Гусенков и др. -М.: Наука, 1975.-286 с.
- 439.Трощенко В.В. Критерий усталостной прочности металлов и сплавов, основанный на учете рассеяния энергии при колебаниях систем.-Киев: Наук. думка, 1966.-С.168-177.
- 440.Трощенко В.Т. Усталость и неупругость металлов.-Киев: Наук. думка, 1971.-267 с.
- 441.Трощенко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В. Влияние температуры испытаний на трещиностойкость конструкционных сталей//Физ.- хим. механика материалов.-1986.-№1.-С.98-106.
- 442.Вайнер Л.А., Винокуров В.Ф. Исследование скорости роста усталостной трещины в конструкционных сталях//Атомная энергия.-1980.-49.-вып.5.- С.311-313.
- 443.James L.A. Fatigue crack growth behavior in fast-neutron-irradiated ferritic steels and weldments//Trans. ASME. J.Eng. Mater. and Technol.-1980.-1002,№1.- P.187-191.
- 444.Шахинян П., Уотсон Д. Сопротивление росту усталостной трещины некоторых облученных нейтронами сталей для сосудов давления и сварных соединений// Теор. основы инж. расчетов.-1974.-№4.-С.1-9.
- 445.Исследование влияния температуры испытаний на трещиностойкость корпусной стали с различным содержанием примесей/ В.В. Покровский, П.В.Токарев, П.В. Ясний и др.//Пробл. прочности.-1988.-№1.-С.11-16.
- 446.Исследование влияния температуры на трещиностойкость стали и сварного соединения/В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, В.Л. Ярусевич, П.В. Ясний и др.//Там же.-1988.-№2.-С.8-14.
- 447.Liaw P.K., Leach T.R., Logsdon W.A. Near-threshold fatigue crack growth behavior in metals//Acta. Met.-1983.-31,№10.-P.1581-1587.
- 448.Влияние однократной предварительной пластической деформации на трещиностойкость.Сообщение 1.Скорость роста усталостных трещин в теплоустойчивой стали/В.Т. Трощенко П.В. Ясний, В.В. Покровский, и др.//Пробл. прочности.- 1988.-№12.-С.9-14.
- 449.Трощенко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В. Влияние однократ-

ной предварительной пластической деформации на трещиностойкость. Сообщение 2. Подход к прогнозированию скорости роста усталостных трещин// Там же.-1988.- N12.-С.14-18.

450. Петин С.В., Осжигитов К.С. Влияние предварительной деформации на рост трещины усталости в малоуглеродистой стали/Прочность и надежность судовых конструкций.- Ленинград, 1982.-С.59-65.

451. Plumtree A., Swaminathan V.P. Fatigue crack propagation in trip steels// Adv. Res. Strength Fract. Mater. 4th Conf. Fract.-New York, 1978.-P.1239-1247.

452. Radhakrishnan V.M., Baburamani P.S. Initiation and propagation of fatigue crack growth in pre-strained material// Int. J. of Fract.-1976.-12, N3.-P.369-380.

453. Behavior of fatigue crack propagation in tensile pre-strained low carbon steel/H. Ikuhiko, I. Keiichiro, M. Shinichiro and al/Proc. 22nd Congr. Mater. Res., Kyoto, 1979.-P.143-148.

454. Hagiwara Y., Yoshino T. A method for estimating fatigue crack propagation in pre-strained and mean stressed specimens// Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1979.-1, N4.-P.447-455.

455. Wassen J., Hamberg K., Karlsson B. The influence of prestrain and ageing on fatigue crack growth in dual-phase steel// Scr. Metal.-1984.-N6.-P.621-624.

456. Алексенко Е.Н., Гринберг Н.М., Дьяконов Н.П. Распространение усталостных трещин в плоских образцах из кремнистого железа на воздухе и в вакууме// Пробл. прочности.-1983.-N1.-С.42-48.

457. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная оценка длительности стабильного роста магистральной усталостной трещины методами фрактографии// Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов.-М.: Наука, 1981.-С.168-193.

458. McMillan J.C., Pelloux R.M.N. Fatigue crack propagation under program and random loads// Fatigue Crack Propagation.-Philadelphia, 1967.-P.505-532.

459. Влияние температуры на закономерности и микромеханизмы развития усталостных трещин в корпусных сталях/ В.В. Покровский,

П.В. Ясний, В.А. Степаненко и др.// Пробл. прочнос-
ти.-1982.-№6.-С.16-20.

460.Красовский А.Я., Кашталян Ю.А., Краси́ко В.Н. Определение критической температуры перехода от хрупкого к вязкому разрушению по критерию соблюдения условий плоской деформации//Завод. лаб.-1983.- №9.-С.71-74.

461.Влияние однократной предварительной пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению/ В.Т.Трошенко, В.В.Покровский, П.В.Ясний и др. // Физ.-хим. механика материалов.-1989.- № 6.-С.3-12.

462. Knott J.F. The crack tip ductility of structural steel/ Proc. 6th Int. Conf.-Oxford:Pergamon Press, 1982.-2.-P.799-804.

463.Прогнозирование влияния предварительной циклической наработки на сопротивление хрупкому разрушению/В.Т. Трошенко, П.В. Ясний, В.В. Покровский, П.В. Токарев// Совершенствование технической эксплуатации корпусов судов.- Л.: Судостроение, 1989.-С.186.

464. Влияние эксплуатационной наработки на трещиностойкость материала корпуса автосцепки грузового вагона подвижного состава/ В.В.Покровский, П.В.Ясний, Н.А. Костенко и др.// Пробл. прочнос-
ти.-1988.-№ 2.-С.28-32.

465. Анализ влияния эксплуатационного нагружения на трещиностойкость стали 20 Л - литых деталей грузового вагона при низких температурах/ В.Т. Трошенко, В.В. Покровский, П.В. Ясний и др.// Прочность материалов конструкций при низких температурах.- Киев: Наук. думка, 1986.-С.49-50.

466.Иванова В.С. Использование энергии распространения трещин при циклическом нагружении// Известия АН СССР.Металлы.-1966.-№3.-С.130-133.

467.Ясний П.В. Учет влияния циклического повреждения материала на характеристики трещиностойкости на основе энергетического подхода// Тезисы докл. I -й Всесоюзной конференции по механике разрушения материалов.- Львов, 1987.-С.233.

468.Трошенко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В. Развитие трещины усталости . Сообщ.2.Модель развития трещины// Пробл. прочнос-
ти.- 1988.-№10.-С.15-20.

469.Joyse J.A. Application of the Key Curve Method to

determining J-R curve for A533B steel/NUREG/CR-1290, Nuclear-Regulatori Comission, 1980.

470. Hutchinson J.W., Paris P.C. Stability analysis of J-controlled crack growth//Elastic-Plastic Fracture.-Philadelphia: ASTM STP N668, 1979.-P.37-64.

471. Lal K.M., Gard S.B.L. On the evaluation of monotonic and cyclic plastic zonees//Eng. Fract. Mech.-1977.-9,N2.-P.433-442.

472. Ясний П.В. Развитие усталостной трещины. Сообщ. 3. Модель неустойчивого развития трещины//Пробл. прочности.-1989.-N 9.-С.46-51.

473. Трощенко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В. Модель неустойчивого роста усталостной трещины// Современные способы обеспечения прочности и надежности сварных конструкций.-Л.: ЛДНТП, 1989.-С.70-74.

474. Влияние однократной пластической деформации на скорость роста усталостных трещин/В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, П.В. Ясний, Ю.В. Ткач// Структура и прочность материалов в широком диапазоне температур.-Каунас, 1989.-С.17.

475. О природе разброса вязкости разрушения при статическом нагружении/ В.Т. Трощенко, П.В. Ясний, В.В. Покровский, В.Ю. Подколызин//Пробл. прочности.-1990.-N2.-С.10-16.

476. А.с. 1534373 СССР. Способ испытания материала на трещиностойкость/В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, П.В. Ясний, В.Ю. Подколызин//Открытия. Изобретения. -1990.-N1.-С.175.

477. Дроздовский М. А., Морозов Е.М. О двух механических характеристиках, оценивающих сопротивление разрушению// Завод. лаб.-1971.-N1.-С.78-89.

478. Цырмен Э.С., Мاستин Ю.М., Блинов В.М. Влияние азотирования на сопротивление разрушению высокопрочной мартенситностареющей стали H18K9M5T//Металловедение и терм. обработка металлов.-1978.-N13.-С.11-14.

479. Механические свойства конструкционных материалов при низких температурах/ Пер. с англ. под ред. И.Н. Фридляндера.-М.: Металлургия, 1983.-430с.

480. Влияние температуры на характеристики трещиностойкости стали разного уровня прочности/В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, П.В. Ясний и др.// Пробл. прочности.-1988.-N9.-С.8-13.

- 40 -

481. Конструкции и методы расчета водо-водяных энергетических реакторов/ Н.А. Махутов, В.В. Стекольников, К.Ф. Фролов и др.-М.: Наука, 1987.-231с.

482. Helliot J. Fissures semi elliptiques axiales de grande longueur, debouchant a l'interieur d'un cylindre.-Creusot Loire, 1979.-237 p.